

**Prozessführung und zyklisches Werkstoffverhalten von karbidfreien bainitischen
Stählen**

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik
der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades einer

Doktorin der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Vera Wirths

Berichter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Tobias Melz

Tag der mündlichen Prüfung: 21. Oktober 2016

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | Kurzfassung | 5 |
| 2 | Abstract | 6 |
| 3 | Einleitung | 7 |
| 4 | Stand der Technik | 9 |
| 4.1 | Schmiedestähle | 9 |
| 4.2 | Bainitumwandlung | 12 |
| 4.2.1 | Diffusionsgesteuerter Mechanismus | 12 |
| 4.2.2 | Diffusionsloser Mechanismus | 13 |
| 4.3 | Bainitmorphologie | 15 |
| 4.3.1 | Primärphase | 15 |
| 4.3.2 | Sekundärphase | 17 |
| 4.3.2.1 | Karbide | 17 |
| 4.3.2.2 | Restaustenit, Martensit, M/A-Strukturen | 18 |
| 4.4 | Restaustenitstabilität | 19 |
| 4.4.1 | Intrinsische Faktoren | 20 |
| 4.4.2 | Extrinsische Faktoren | 21 |
| 4.5 | Klassifikationssysteme | 22 |
| 4.6 | Mechanische Eigenschaften von bainitischen Mikrostrukturen | 27 |
| 4.6.1 | Festigkeit | 27 |
| 4.6.2 | Zähigkeit | 28 |
| 4.7 | Einflüsse auf die bainitische Phasenumwandlung | 29 |
| 4.7.1 | Auswirkung der Legierungselemente | 29 |
| 4.7.2 | Auswirkung der Prozessführung | 34 |
| 4.8 | Mechanische Eigenschaften traditioneller Schmiedestähle | 36 |
| 4.9 | Grundlagen der Betriebsfestigkeit | 37 |
| 4.9.1 | Definition der Betriebsfestigkeit | 37 |
| 4.9.2 | Grundbegriffe der zyklischen Werkstoffprüfung | 38 |
| 4.9.3 | Experimentelle Bestimmung der Schwingfestigkeit | 40 |
| 4.9.3.1 | Wöhlerversuche - kraftgeregelt | 41 |
| 4.9.3.2 | Wöhlerversuche - dehnungsgeregelt | 43 |
| 4.9.3.3 | Gaßnerversuche | 47 |
| 5 | Experimentelle Durchführung | 49 |
| 5.1 | Material | 49 |
| 5.2 | Umwandlungsverhaltensmessung mittels (Umform-)Dilatometrie | 50 |
| 5.3 | Thermomechanical Treatment Simulator | 53 |
| 5.4 | Prozessrouten | 54 |
| 5.5 | Metallographie | 57 |
| 5.5.1 | Lichtoptische Mikroskopie - LOM | 57 |
| 5.5.2 | Rasterelektronenmikroskopie - REM | 58 |
| 5.5.3 | Objektbasierte Bildanalyse | 58 |
| 5.6 | Röntgendiffraktometrie - XRD | 60 |
| 5.7 | Mechanische Kennwertermittlung | 61 |
| 5.7.1 | Zugversuch | 61 |
| 5.7.2 | Kerbschlagbiegeversuch | 61 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 5.7.3 | Schwingfestigkeitsversuche | 62 |
| 5.7.3.1 | Incremental Step Test - IST | 63 |
| 5.7.3.2 | Wöhler- und Gaßnersversuche | 65 |
| 6 | Ergebnisse | 69 |
| 6.1 | Umwandlungsverhalten | 69 |
| 6.1.1 | Thermodynamische Simulation | 70 |
| 6.1.2 | Umwandlungsschaubilder | 71 |
| 6.2 | Mikrostrukturanalyse | 75 |
| 6.2.1 | LOM und XRD | 75 |
| 6.2.2 | REM und objektbasierte Bildanalyse | 79 |
| 6.3 | Mechanische Eigenschaften | 88 |
| 6.3.1 | Festigkeitsverhalten | 89 |
| 6.3.2 | Zähigkeitsverhalten | 92 |
| 6.3.3 | Zyklisches Werkstoffverhalten | 93 |
| 6.3.3.1 | Incremental Step Test | 93 |
| 6.3.3.2 | Wöhler- und Gaßnersversuche | 102 |
| 6.4 | Restaustenitumwandlung unter zyklischer Belastung | 105 |
| 7 | Diskussion | 109 |
| 7.1 | Einfluss Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung | 109 |
| 7.2 | Einfluss der Austenitisierbedingungen auf die Austenitkorngröße | 112 |
| 7.3 | Einfluss des Abkühlprozesses | 113 |
| 7.4 | Einfluss der isothermen Haltezeit | 119 |
| 7.5 | Einfluss von Anlassbehandlungen | 125 |
| 7.6 | Einfluss der zyklischen Belastung auf den Restaustenit | 131 |
| 7.7 | Vergleich mit konventionellen Schmiedestählen | 135 |
| 8 | Schlussfolgerung und Ausblick | 141 |
| 9 | Literaturverzeichnis | 143 |

1 Kurzfassung

Die Entwicklung von karbidfreien bainitischen Stählen für massivumgeformte Bauteile ist Gegenstand der vorliegenden Arbeit. Diese Stähle sollen eine verbesserte Betriebsfestigkeit im Vergleich zu dem konventionell verwendeten Vergütungsstahl 42CrMo4 aufweisen. Zu diesem Zweck wurde der **TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity Effekt (TRIP-Effekt) ausgenutzt. Hierfür wurden zwei Stähle mit mittlerem Kohlenstoffgehalt (0,18 Gew.%) entwickelt, deren bainitische Mikrostrukturen sich aufgrund des Siliziumgehaltes von ca. 1 Gew.% karbidfrei ausbilden und Restaustenit als Sekundärphase des Bainits beinhalten. In erster Linie unterscheiden sich die beiden TRIP-Stähle durch die Gegebenheiten für die Herstellung (Labor und Industrie). Neben der Stahlientwicklung wurden unterschiedliche Prozessführungen bzw. Abkühlstrategien in Bezug auf die entstehenden bainitischen Morphologien untersucht. Eine Korrelation zwischen den mechanischen Eigenschaften und der von der Abkühlstrategie abhängigen Mikrostruktur konnte aufgestellt werden. Auch eine der bainitischen Umwandlung anschließende Anlassbehandlung zeigt Auswirkungen auf die Mikrostruktur und so auf die mechanischen Eigenschaften. Daher wurde auch eine Korrelation zwischen den mechanischen Eigenschaften und den Anlassparametern und der beim Anlassen gebildeten Mikrostruktur erstellt.

Als Referenzwerkstoff wurde der traditionell verwendete 42CrMo4-Stahl im vergüteten Zustand untersucht. Dilatometrische Untersuchungen bezüglich der Phasenumwandlung der karbidfreien bainitischen Stähle wurden durchgeführt. Sowohl im Labor als auch in der Industrie wurden unterschiedliche Abkühlstrategien zur gezielten Einstellung der bainitischen Gefüge verwirklicht. Die Mikrostrukturanalysen der verschiedenen Stähle wurden mittels lichtoptischer Mikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie sowie Röntgendiffraktometrie angefertigt. Die mechanischen Eigenschaften wurden mittels Zugversuchen, Kerbschlagbiegeversuchen und zyklischen Prüfungen, welche Incremental Step Tests sowie Wöhler- und Gaßnersversuche beinhalteten, bestimmt. Die Umwandlung des Restaustenits unter zyklischer Belastung wurde mittels Röntgendiffraktometrie sowie weiterführenden Auswertungen der Wöhlerversuche betrachtet.

So sind ausgehend vom Werkstoffkonzept des karbidfreien Bainits neue TRIP-Schmiedestähle entwickelt worden, die aufgrund des Restaustenits als Sekundärphase einen TRIP-fähigen Gefügebestandteil aufweisen. Der aufgrund der Legierung von 1 Gew.% Silizium als Sekundärphase auftretende Restaustenit wandelt unter zyklischer Belastung in Martensit um. Mittels dieses TRIP-Effektes weist der neu entwickelte Stahl unter zyklischer Beanspruchung im Gegensatz zum konventionellen Vergütungsstahl 42CrMo4 eine zyklische Verfestigung auf. Dies führt bei gleicher statischer Festigkeit zu einer höheren Schwingfestigkeit und Betriebsfestigkeit sowie einem höherem Leichtbaupotential des TRIP-Stahls. Die optimale Abkühlprozedur zur Ausnutzung dieses Festigkeitspotentials besteht aus einer isothermen Umwandlung bei 375°C und einer Haltezeit von 15 Minuten. Bei einer nachgeschalteten Anlassbehandlung müssen die Prozessparameter (Anlasstemperatur und Anlassedauer) kontrolliert werden, um die gute Eigenschaftskombination der TRIP-Stähle zu bewahren und/oder verbessern zu können.

2 Abstract

The development of carbide free bainitic steels for forged components is the subject of this thesis. These steels should have an improved service fatigue strength in comparison to the traditional used Q+T steel 42CrMo4. For this the **T**ransformation **I**nduced **P**lasticity effect (TRIP-effect) was used in new carbide free bainitic steels. Two alloying concepts with medium carbon content (0.18 mass.%) and a silicon content of ca. 1 mass.% were investigated. Because of the silicon content the secondary phase of the bainite consists of retained austenite instead of cementite. The main difference of these two steels is the scale of manufacturing (laboratory and industry). Additionally to the alloying concept, different process routes were analyzed with regard to the resulting bainitic morphology. A correlation between the mechanical properties and the microstructure, which depends on the process route, was established. Also, tempering after the bainitic phase transformation shows an impact on the microstructure as well as on the mechanical properties. Because of this, further correlation between the microstructure, which depends on the tempering process, and the mechanical properties was generated.

The reference material was the 42CrMo4 steel, which was analyzed in the quenched and tempered state. Dilatometric analysis regarding phase transformation behavior of the carbide free bainitic steels was carried out. The different process routes were realized in laboratory scale and industrial scale. The microstructural analysis consists of light optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffractometry. The mechanical properties were determined by tensile tests, notch impact tests, incremental step tests, Wöhler fatigue tests and Gaßner fatigue tests. The transformation of retained austenite through cyclic loadings was investigated by X-ray diffractometry measurements and further evaluations of the Wöhler fatigue test results.

Starting from the material concept of the carbide free bainitic steels, new TRIP forging steels have been developed, which exhibit a TRIP-enabled microstructure. The retained austenite, which forms due to the alloying by 1 mass% silicon, transforms into martensite under cyclic loading. Because of this effect the newly developed TRIP steel shows a cyclic hardening in comparison to the 42CrMo4. This results in a higher fatigue strength and thus in a higher light weight potential of the TRIP steel. Their strength potential can be utilized mainly by controlled cooling from the forging heat. The optimal controlled cooling procedure includes an isothermal transformation at 375°C and a holding time of 15 minutes. Also, the parameters of the subsequent tempering process have to be controlled to achieve the favourable mechanical properties of the TRIP steels.

3 Einleitung

In der Schmiedeindustrie werden bevorzugt die martensitischen Vergütungsstähle und die ausscheidungshärtenden ferritisch/perlitischen AFP-Stähle zur Herstellung von massivumgeformten Bauteilen verwendet. Hierbei zeichnen sich die Vergütungsstähle durch eine gute Eigenschaftskombination bezüglich statischer Festigkeit sowie Zähigkeit aus. Diese Eigenschaften können nur durch eine zusätzliche dreistufige Wärmebehandlung bestehend aus Austenitisieren, Härten und Anlassen erzielt werden. Die AFP-Stähle hingegen sind zwar vergleichsweise in den Festigkeits- und Zähigkeitskennwerten eingeschränkt, aber das benötigte ferritisch/perlitische Gefüge kann direkt aus der Schmiedehitze mittels kontrollierter Abkühlung ohne zusätzliche Wärmebehandlung eingestellt werden. Neben den statischen Eigenschaften müssen für die Bemessung von Bauteilen im Sinne des Leichtbaus auch die zyklischen Eigenschaften unter Betriebslasten bei der Entwicklung neuer Werkstoffkonzepte berücksichtigt werden. Der Gusswerkstoff ADI (Austempered Ductile Iron) steht aufgrund seiner guten Betriebsfestigkeitseigenschaften in Konkurrenz zu den traditionell verwendeten Schmiedestählen. Grund hierfür ist der in diesem Gusswerkstoff vorhandene Restaustenit, welcher unter Betriebsbedingungen in den hochbeanspruchten Bereichen lokal in spannungs- oder dehnungsinduzierten Martensit umwandeln kann, TRansformation Induced Plasticity-Effekt (TRIP-Effekt). Dadurch werden Druckeigenstressungen induziert, die sich günstig auf die Ermüdung auswirken und die Lebensdauer verlängern.

Daher besteht die Notwendigkeit einen Stahl zu entwickeln, welcher, genau wie der ADI-Gusswerkstoff, den TRIP-Effekt unter zyklischer Belastung zur Steigerung der Betriebsfestigkeit ausnutzen kann. Ferner sollte dieser Stahl eine hohe statische Festigkeit sowie hohe Zähigkeit aufweisen. Zur Minimierung der Energiekosten sollte der Stahl durch eine kontrollierte Abkühlung direkt aus der Schmiedehitze herstellbar sein. Vielversprechend sind Stähle mit einer karbidfreien bainitischen Mikrostruktur. So können gleichzeitig hohe Festigkeiten sowie Zähigkeiten bei verkürzter Prozesskette realisiert werden. Durch den Restaustenit im Bainit, der aufgrund der ausbleibenden Karbidausscheidung als Sekundärphase vorliegt, kann der TRIP-Effekt zur zyklischen Festigkeitssteigerung ausgenutzt werden. Aufgrund der Komplexität der bainitischen Mikrostruktur ist eine genaue Analyse der Phasenumwandlung, der Morphologie der Primär- sowie Sekundärphase sowie der angewendeten Prozessparameter bei abschließender Abkühlung notwendig. So kann eine zielgerichtete Einstellung des Gefüges und der daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften erreicht werden.

Die Gefüge der untersuchten Stähle bestehen aus bainitischem Ferrit als Primärphase und Restaustenit sowie Martensit/Austenit-Bestandteilen (M/A) als Sekundärphase. Die untersuchten Werkstoffe umfassen einen im Labor und einen industriell hergestellten karbidfreien bainitischen Stahl sowie einen in der Schmiedeindustrie konventionell verwendeten Vergütungsstahl als Referenz. Es werden die Gefüge sowie die mechanischen Eigenschaften der drei Werkstoffe charakterisiert. Bei den bainitischen Stählen werden Zustände mit isothermen Umwandlungen, kontinuierlichen Abkühlungen sowie bei nachgeschalteten Anlassbehandlungen näher betrachtet. Beim Vergütungsstahl wird der vergütete Zustand im Detail analysiert.

Das Ziel ist somit die Charakterisierung von karbidfreien bainitischen Stählen mit einem unter zyklischen Belastungen TRIP-fähigen Gefüge für Schmiedeanwendungen und die Entwicklung

einer optimalen Prozessroute zu ihrer Herstellung.

4 Stand der Technik

4.1 Schmiedestähle

Bei dem Prozess „Schmieden“ erfährt Metall einen großen Druck zwischen zwei Werkzeugen, wodurch eine Querschnittänderung auftritt und das Metall zu geschmiedeten Bauteilen umgeformt wird [Bor03]. Im Bereich der Massivumformung, in dem der Prozess „Schmieden“ eingeordnet wird, stellen die Vergütungsstähle (Q+T-Stähle, z.B. 42CrMo4) sowie die ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen Stähle (AFP-Stähle, z.B. 38MnVS6) den derzeitigen Stand der Technik dar, insbesondere für den Einsatz im Automobilsektor für sicherheitsrelevante Bauteile [Arn05][Som10]. Vergütungsstähle benötigen nach dem Gesenkschmiedeprozess, der im Temperaturbereich zwischen 1250 °C und 900 °C (je nach Bauteil) stattfindet, zur Festigkeitssteigerung eine separate Härtung sowie eine zusätzliche Anlassbehandlung zur Verbesserung der Zähigkeit [Cas95][Kri96][Wil05]. An das Anlassen schließt sich ein Richten sowie ein abschließendes Spannungsarmglühen an. Die AFP-Stähle hingegen benötigen keine zusätzliche Wärmebehandlung, um ein ausreichendes Festigkeitsniveau für viele Anwendungen zu erreichen. Das angestrebte ferritisch/perlitische Gefüge und die mechanischen Eigenschaften der AFP-Stähle werden durch eine mittels der $t_{8/5}$ -Zeit (Zeit zur Abkühlung zwischen 800 °C und 500 °C) kontrollierte kontinuierliche Abkühlung direkt aus der Schmiedehitze eingestellt. Hierdurch kann die Prozesskette für viele sicherheitsrelevante Bauteile deutlich verkürzt sowie der Verzug, und so gleichzeitig die Endbearbeitung, im Vergleich zu Vergütungsstählen reduziert werden [Hon95][Rae05]. Jedoch stellen die AFP-Stähle einen Kompromiss bezüglich Eigenschaften und Prozesskosten dar, da die erreichbaren Festigkeiten sowie Zähigkeiten begrenzt sind [Lem06]. Die Prozessrouten dieser beiden Stahlgüten für gesenkschmiedete Bauteile sind in **Abbildung 4.1** zu sehen.

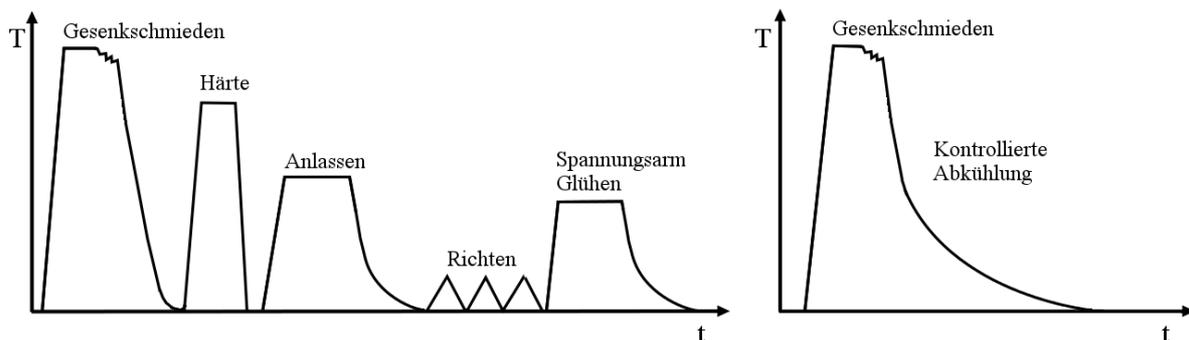


Abbildung 4.1: Prozessrouten für gesenkschmiedete Bauteile aus Vergütungsstahl (links) und AFP-Stahl (rechts) [Hon95]

Daher wurden zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften die AFP-Stähle mit erhöhten Gehalten an Mikrolegierungselementen entwickelt [Ble10][Eri08]. Mittels dieser legierungstechnischen Anpassung konnte bei diesen sogenannten AFP-M-Stählen eine Festigkeitserhöhung aufgrund eines reduzierten Ferritgehalts, eines erhöhten Gehaltes an Ausscheidungen der

Mikrolegierungselemente Niob, Titan und Vanadium sowie eines geringeren Perlitlamellenabstands erzielt werden. Der verringerte Perlitlamellenabstand wurde durch eine abgesenkte perlitische Umwandlungstemperatur realisiert. Allerdings ist auch diese Stahlgüte weiterhin in ihrer Zähigkeit begrenzt [Ble10]. So wurde als nächster Entwicklungsschritt für Schmiedestähle eine bainitische Mikrostruktur angestrebt; dies resultierte in der Entwicklung der hochfesten duktilen bainitischen Stähle (HDB-Stahl). Der Vorteil des bainitischen Gefüges liegt in der hohen Festigkeit bei gleichzeitig guter Zähigkeit, welche mittels einer Prozessroute ohne zusätzliche Wärmebehandlung, ähnlich dem Prozess der AFP-Stähle, eingestellt werden können [Bac10][Keu10a][Keu10b][Keu11a][Keu11b][Lem06][Urb10]. Diese Entwicklungsgeschichte der Schmiedestähle, von AFP-M- zu HDB-Stählen, ist in **Abbildung 4.2** anhand der erreichbaren Zugfestigkeiten in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und der jeweiligen Mikrostruktur dargestellt.

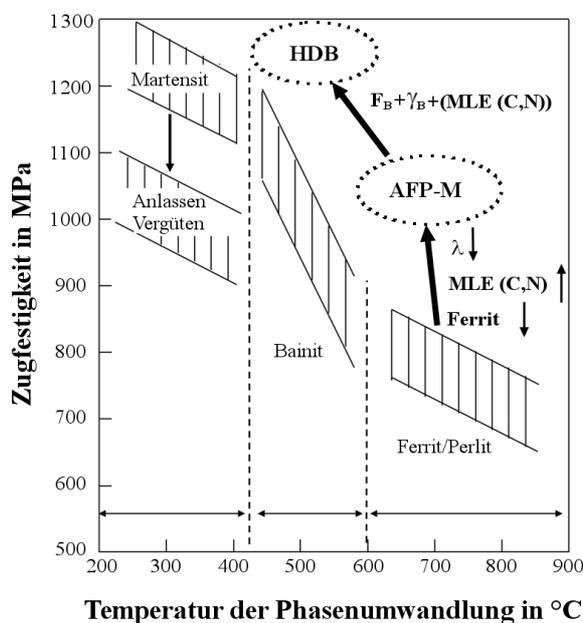


Abbildung 4.2: Erreichbare Zugfestigkeiten in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur und der jeweiligen Mikrostruktur von Schmiedestählen (schematisch)[Keu12]; HDB: hochfester duktiler Bainit, AFP-M: modifizierter ausscheidungshärtender Ferrit/Perlit; MLE: Mikrolegierungselemente

Derzeit wird der Einsatz von bainitischen Schmiedestähle für geschmiedete Bauteile kritisch bezüglich der Prozessführung betrachtet. Die Temperaturführung muss aufgrund der niedrigen Bildungstemperaturen bis zu tiefen Temperaturen kontrolliert ablaufen. Nur so kann die Ausbildung von groben mikrostrukturellen Bestandteilen vermieden und das volle Festigkeits- sowie Zähigkeitspotential dieser Stahlgüte ausgeschöpft werden. Des Weiteren ist aufgrund der sehr feinen Gefügebestandteile im Bainit die Qualitätskontrolle mittels lichtmikroskopischer Untersuchungen nicht ausreichend zuverlässig, da die Auflösungsgrenze der Lichtmikroskopie bei bainitischen Mikrostrukturen an ihre Grenzen stößt. So werden Prozess- und Qualitätssicherheit von bainitischen Schmiedestählen als Hindernisse für den Einsatz dieser Stahlsorte gesehen.

Neben den statischen Festigkeitseigenschaften sowie den Zähigkeitswerten spielen bei sicherheitsrelevanten Bauteilen im Fahrzeugbau insbesondere auch das Werkstoffverhalten unter zyklischer Belastung, vor allem unter realen Betriebslasten, eine entscheidende Rolle. Dies hat dazu geführt, dass in einigen solcher Bauteile, wie z.B. Panhardstäbe oder Achsschenkeln, bereits Schmiedewerkstoffe durch ADI-Gusswerkstoffe (Austempered Ductile Iron) ersetzt worden sind [Röh03][Dem06][Son09]. Grundlage für das verbesserte Verhalten unter zyklischer Belastung und insbesondere für das verbesserte Verhalten bei Überlasten (**Abbildung 4.3**) ist der in ADI-Werkstoffen enthaltene Restaustenit, der unter hoher Belastung in Martensit umwandelt [Lin96][Lin02][Wu02]. Dieser Effekt der Restaustenitumwandlung ist schon seit längerer Zeit unter statischer Belastung als TRIP-Effekt (TRIP = TRansformation Induced Plasticity) bekannt. Die statische Festigkeit des Werkstoffes wird durch diesen Effekt angehoben, wobei die Umformbarkeit vergleichbar und teilweise verbessert wird. Diese Umwandlung des Restaustenits kann insbesondere auch unter den Sonder- und Missbrauchslasten, die betriebsfest bemessene Bauteile ertragen müssen, herbeigeführt werden. So kann eine verlängerte Lebensdauer eingestellt werden.

In der vorliegenden Arbeit wurde die Entwicklung eines karbidfreien bainitischen Stahls mit Restaustenit als Sekundärphase und der Einfluss der Prozessführung auf diese Stahlgüte näher betrachtet und erläutert [Ele14][Wir14a][Wir14b][Wir14c][Wir14d][Wir15]. Durch diese neue bainitische Stahlgüte für die Massivumformung kann der festigkeitssteigernde TRIP-Effekt auch im Bereich der zyklischen Belastungen ausgenutzt werden.

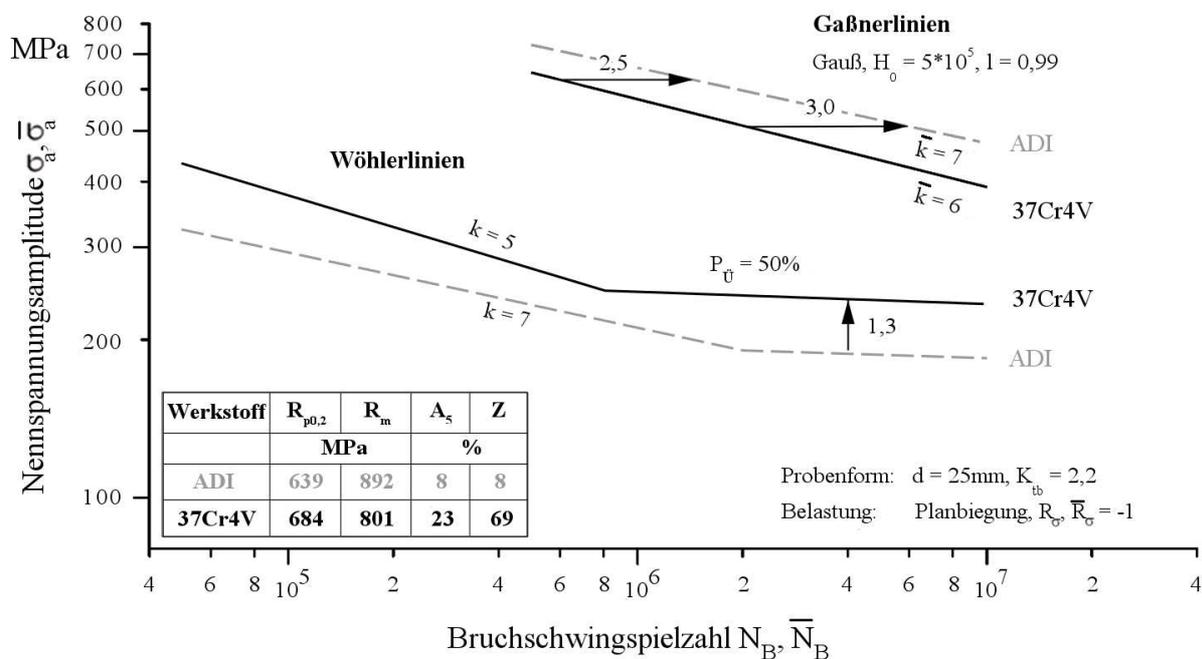


Abbildung 4.3: Wöhler- und Gaßnerlinien für den Gußwerkstoff ADI (Austempered Ductile Iron) und den Vergütungsstahl 37Cr4V [Son90][Son08]

4.2 Bainitumwandlung

Das Gefüge „Bainit“, welches durch Davenport und Bain entdeckt wurde, ist eine mehrkomponentige Mikrostruktur und wird auch als Zwischenstufengefüge bezeichnet. Der Temperaturbereich, in der die bainitische Phasenumwandlung stattfindet, liegt zwischen der diffusionsgesteuerten Ferrit/Perlitumwandlung und der diffusionslosen, athermischen Martensitumwandlung. So vereint die Bainitumwandlung die Charakteristika beider Umwandlungstypen, weshalb der genaue Bildungsmechanismus seit langem kontrovers diskutiert wird und noch nicht zweifelsfrei erklärt werden konnte [Bha99][Cab09a][Hel72][Hil84][Hil10].

Der „diffusionslose Mechanismus“ wurde aufgrund der Ähnlichkeiten zum Martensit entwickelt [Bha01], während der „diffusionsgesteuerte Mechanismus“ auf die Ähnlichkeit des Bainits zum Widmanstätten Ferrit verweist [Hil94][Hil95]. Hierbei besteht der wesentliche Unterschied zwischen den beiden Ansätzen darin, dass die Umordnung der substitutionellen Atome mittels des athermischen Umklappmechanismus bei der bainitischen Phasenumwandlung von der kubisch flächenzentrierten zur kubisch raumzentrierten Struktur diffusionslos abläuft. Im Gegensatz hierzu ist die Diffusion der substitutionellen Atome in unmittelbarer Nähe der α/γ - Grenzfläche bei dem diffusionsgesteuerten Mechanismus von besonderer Bedeutung. Die beiden kontrovers diskutierten Ansätze zum Bildungsmechanismus des Bainits werden im Folgendem kurz dargestellt.

4.2.1 Diffusionsgesteuerter Mechanismus

Der Ansatz des diffusionsgesteuerten Bildungsmechanismus wird von Hultgrens, Hillert und Aaronson vertreten [Aar90][Hil02][Hul47]. Nach Hultgrens wird davon ausgegangen, dass der Bainit sich wie parallele Platten des Widmanstätten Ferrits formt. Die Zwischenräume der Platten sind mit einer Mischung aus Zementit und Ferrit gefüllt. Durch die Ferritbildung wird der Austenit mit Kohlenstoff angereichert und es findet eine Karbidausscheidung aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Austenit an der α/γ -Grenzfläche statt. Durch das transversale Wachstum des Ferrits kommt letztlich die longitudinale Ausbreitung der Karbide zum Erliegen [Hul47]. In **Abbildung 4.4** ist dieser Kantenwachstumsmechanismus des Bainits nach Hultgren dargestellt.

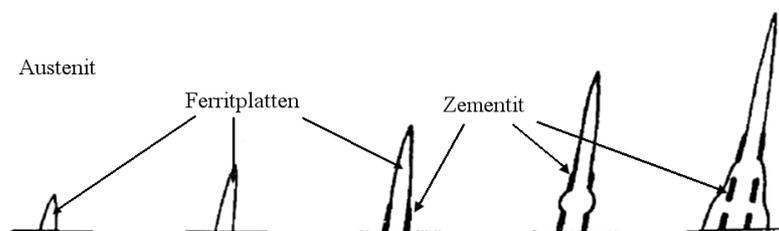


Abbildung 4.4: Seitliches Wachstum der bainitischen Lanzettenstruktur nach [Hul47]

Die Geschwindigkeit des seitlichen Wachstums der Ferritplatten ist abhängig von der Diffusion des Kohlenstoffes, da Ferrit nur bei geringen Kohlenstoffgehalten entstehen kann. Der Koh-

lenstoffgehalt des Ferrits wird durch das lokale Gleichgewicht der α/γ -Grenzfläche bestimmt. Aufgrund der Zementitbildung an den Seiten des bereits gebildeten Ferrits wird das laterale Wachstum gefördert, da der Kohlenstoffgehalt der Umgebung abgesenkt wird. So erfolgt das Wachstum des Ferrits und des Zementits in einem gewissen Maße voneinander abhängig. Wenn alle gebildeten Plättchen mit Hindernissen, wie z. B. Korngrenzen, Zwillingsgrenzen oder anderen Plattenseiten, zusammengestoßen sind, stoppt die Bildung der ferritischen Phase [Aar90][Hil02]. Anhand folgender Argumente untermauert Hillert seine These der diffusionsgesteuerten Bildung von Bainit [Hil02]:

- Umwandlungsgeschwindigkeiten, die experimentell ermittelt wurden, bekräftigen die Annahme, dass Widmanstätten Ferrit und Bainit nach demselben Mechanismus gebildet werden;
- Es liegt kein eindeutiger Beleg vor, dass sich bainitischer Ferrit mit hoher Übersättigung an Kohlenstoff bildet;
- Es liegen keine eindeutigen experimentell ermittelten Ergebnisse vor, die hohe Umwandlungsgeschwindigkeiten bei der Bainitumwandlung aufzeigen. Diese sind charakteristisch für die Martensitumwandlung;
- Analysen zur Umwandlungskinetik der Bainitumwandlung deuten darauf hin, dass keine Korrelation zwischen der α/γ -Grenzfläche und der Grenzflächencharakteristik von Lanzetten- oder Plattenmartensit besteht;
- Es tritt der Solute Drag Like Effekt (Erläuterung siehe **Kapitel 4.7.1**) aufgrund der Segregation von substitutionellen Elementen an der α/γ -Grenzfläche auf.

4.2.2 Diffusionsloser Mechanismus

Die Bainitbildung wird beim diffusionslosen Ansatz anhand eines Umklappmechanismus, ähnlich dem des Martensits, erläutert und wird von Bhadeshia [Bha01], Rees [Ree92] und Hehemann [Heh72] vertreten. Ihrer Ansicht nach erfolgt die Nukleation des Bainits ähnlich wie beim Martensit. Im Vergleich zur Martensitbildung kommt es jedoch bei der Bainitbildung zur Diffusion und Umverteilung des interstitiellen Kohlenstoffes, so dass im weiteren Verlauf der Bainitbildung die Ausscheidung von Karbiden aus dem mit Kohlenstoff übersättigten Ferrit stattfindet [Bha01][Heh72]. Die bainitische Umwandlung erfolgt durch Nukleation und Wachstum von individuellen Ferritplatten, die als Untereinheiten bezeichnet werden, an den Austenitkorngrenzen. Durch das Wachstum der Untereinheiten entsteht eine Verschiebung, die eine Formänderung in Form eines invarianten, ebenen Spannungszustandes mit großer Scherkomponente zur Folge hat. Dadurch entsteht ein Oberflächen-Relief (**Abbildung 4.5**), weshalb die angrenzende Austenitoberfläche keine planare Form mehr aufweist und so plastische Verformung erfährt.

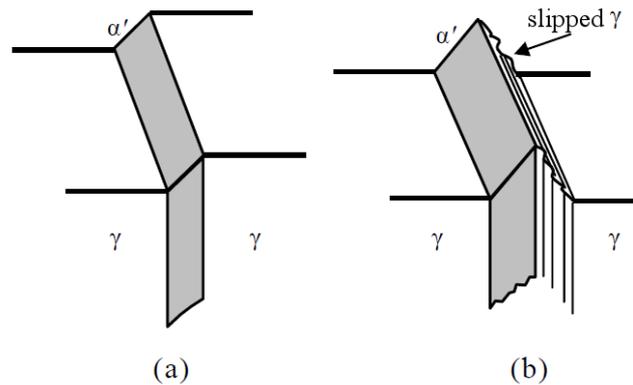


Abbildung 4.5: (a) Oberflächen-Relief-Effekt in idealer Form (b) Oberflächen-Relief-Effekt mit plastischer Verformung des angrenzenden Austenits [Bha01]

Aufgrund dieser plastischen Verformung steigt die Versetzungsdichte an und der Wachstumsprozess der Untereinheiten wird behindert sowie unterdrückt. Die Untereinheiten wachsen somit bis zu einer begrenzten Größe heran, die gewöhnlich kleiner als die Austenitkorngröße ist. Abschließend entstehen neue, parallel verlaufende Untereinheiten im Bereich der Spitzen schon gebildeter Untereinheiten, die sich letztlich zu so genannten Bündel zusammenfinden. Der Kohlenstoffüberschuss im Ferrit wird nachträglich je nach Legierungszusammensetzung im Restaustenit oder als Karbide abgebaut [Ree92]. Der beschriebene diffusionslose Wachstumsprozess des Bainits ist in **Abbildung 4.6** dargestellt.

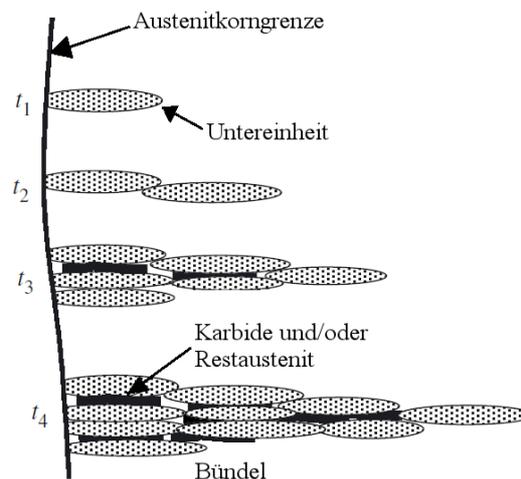


Abbildung 4.6: Die unterschiedlichen mikrostrukturellen Stadien während einer bainitischen Phasenumwandlung, schematisch nach [Ree92]

Die von Bhadeshia aufgeführten These, die seiner Sicht nach eindeutig für den diffusionslosen Umklappmechanismus bei der Bainitbildung sprechen, lauten wie folgt [Bha99]:

- Es tritt ein invarianter, ebener Spannungszustand bei der Bildung von Bainit auf;

- Das Wachstum des Bainits wird aufgrund der durch die Formänderung resultierenden Kohärenzverluste der Umwandlungsgrenzfläche gestoppt;
- Es findet keine Diffusion und so keine Umverteilung von substitutionellen Elementen statt;
- Die Umwandlung stoppt in Stählen, in denen die Karbidausscheidung unterdrückt wird, an einem Punkt, an dem ein diffusionsloses Wachstum thermodynamisch unmöglich wird;
- Die Produktphase bildet sich in Form von dünnen Platten aus, um die Verformungsenergie aufgrund der Gestaltsänderung zu minimieren.

4.3 Bainitmorphologie

Im Allgemeinen besteht die bainitische Morphologie aus einer Ansammlung aus separierten Platten oder Lanzetten des Ferrits, der bainitische Ferrit, wobei die Zwischenräume Restaustenit, Martensit oder Zementit beinhalten [Cot72][Hil95]. Während der Umwandlung in Bainit können abhängig von der Bainitbildungstemperatur und der chemischen Zusammensetzung der Stähle verschiedene Ausprägungen der bainitischen Struktur auftreten [Mud02]. Lichtmikroskopisch kann allgemein der Bainit wie folgend grob eingeteilt werden [Ble04]:

- Feinnadelig
- Grobnadelig
- Körnig

Aufgrund der begrenzten Auflösung der Lichtmikroskopie muss zur genaueren Klassifizierung des Bainits die Rasterelektronenmikroskopie mit einbezogen werden. In den folgenden Kapiteln wird näher die Charakteristika der bainitischen Primär- und Sekundärphase sowie auf die Klassifikationssysteme eingegangen.

4.3.1 Primärphase

Die Primärphase des Bainits liegt als eine kubisch-raumzentrierte ferritische Struktur vor, die sich meist in Form von dünnen Platten bzw. Lanzetten ausbildet (**Abbildung 4.7**) und bainitischer Ferrit genannt wird.

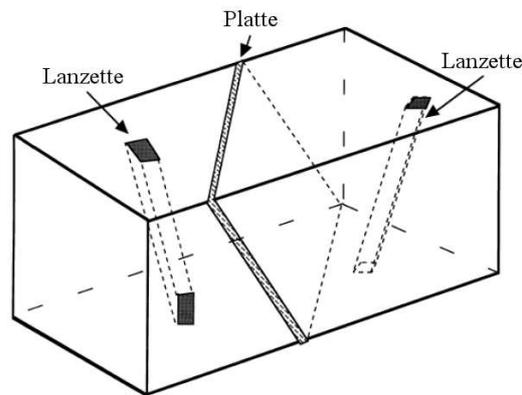


Abbildung 4.7: Zwei bainitische Ferritlanzetteln sowie eine bainitische Ferritplatte, schematisch nach [Bha01]

In Untersuchungen von Lawrynowicz und Barbacki [Law02a] wurden Widersprüche bezüglich des Wachstums des bainitischen Ferrits in Breitenrichtung und dem diffusionskontrollierten Bildungsmechanismus mit lokalen Gleichgewichtsbedingungen festgestellt. Hieraus schlossen Sie, dass der bainitische Ferrit nach dem Umklappmechanismus gebildet wird. Ähnliche Ergebnisse wurden auch von Bhadeshia und Singh [Sin98] erzielt. Sie führten die Lanzetten- bzw. Plattenform des bainitischen Ferrits darauf zurück, dass ihr Wachstum mit einem invarianten ebenen Spannungszustand einhergeht. Dieser ebene Spannungszustand ruft eine Belastung hervor, die eine Scherkomponente entlang der Normalen der Habitusebene entspricht. Hierbei liegt eine so große Belastung vor, dass sich zur Minimierung der Energie der umgewandelte bainitische Ferrit in dünnen Platten ausgebildet. Vor allem bei höheren Temperaturen erfolgt die Formänderung, da bei höheren Temperaturen der Austenit ein geringeres Festigkeitsniveau aufweist.

Die wichtigsten Faktoren zur Beeinflussung der bainitischen Ferritplattenbreite bzw. Ferritlanzettelnbreite sind:

- Temperatur,
- treibende Kraft zur Phasenumwandlung,
- Austenitfestigkeit.

Jedoch muss hierbei beachtet werden, dass die als treibende Kraft fungierende Keimbildungsrate sowie die Austenitfestigkeit durch die Umwandlungstemperatur deutlich beeinflusst werden [Bha01]. Die Umwandlungstemperatur stellt eine wichtige Einflussgröße bei der Ausbildung des bainitischen Ferrits dar. Gosh und Raghaven [Gos86] zeigten in ihren Untersuchungen, dass mit zunehmender Umwandlungstemperatur die Breite der Untereinheiten sowie die der Bündel ansteigt. Die Anzahl der Untereinheiten pro Bündel wird hierbei verringert. Hawkins, Barford [Haw72] und Speich [Spe68] stellten ebenfalls fest, dass die Umwandlungstemperatur einen wichtigen Aspekt bei der Baitumwandlung darstellt. Sie ermittelten, dass das Breiten- zu Längenverhältnis mit zunehmender Temperatur ansteigt. Speich zeigte zusätzlich, dass Breite und Länge des bainitischen Ferrits eine konstante Wachstumsrate besitzen. Ebenfalls ermittelte Speich, dass das Breitenwachstum trotz des Wachstumsstopps in Längsrichtung (z.B. mittels

Zusammenstoßen zweier bainitischer Ferritplatten) kontinuierlich weiter voranschreitet. Ein weiterer wesentlicher Einflussfaktor auf die Ferritlanettenbreite wird durch Singh [Sin98] vertreten. Seiner Ansicht nach sind die Austenitfestigkeit sowie die freie Enthalpie der Umwandlung die wesentlichen Aspekte für die Ferritlanettenbreite. Wenn eine hohe Austenitfestigkeit sowie eine hohe treibende Kraft der Umwandlung (Keimbildungsrate) vorliegen, resultiert dies in eine feine Ausbildung der Struktur, da die Umwandlungsfront in ihrer Bewegung behindert wird. Zusätzlich wird das Fortschreiten der Phasengrenzfläche durch die plastische Relaxation des Austenits und durch die bei hohen Festigkeiten einhergehende Erhöhung der Versetzungsdichte behindert. Die Erhöhung der Umwandlungstemperatur bewirkt ein Absenken der Austenitfestigkeit und die bainitische Ferritlanettenbreite steigt an. Im Falle einer hohen Anzahl an Keimen sowie hoher Keimbildungsrate bildet sich eine verfeinerte Mikrostruktur mittels Zusammenstoßen benachbarter bainitischer Ferritplatten aus. Die Keimbildungsrate wird durch ansteigende Unterkühlung unterhalb der Bainitstarttemperatur B_s angehoben. Wenn die Austenitfestigkeit aufgrund einer dynamischen Erholung verringert wird, gewinnt die Umwandlungstemperatur als eigenständiger Faktor an Bedeutung.

In Untersuchungen von Cornide et al. [Cor11] wurde geschlussfolgert, dass die treibende Kraft der Umwandlung eine untergeordnete Rolle für die bainitische Ferritlanettenbreite spielt. Jedoch zeigte sich, dass eine Kombination aus Austenitfestigkeit und Versetzungsdichte bestimmend für die Bildung der bainitischen Ferritlanetten ist. Diese beiden Faktoren erhöhen sich bei steigenden Legierungsgehalten bzw. sinkender Umwandlungstemperatur.

4.3.2 Sekundärphase

Die Sekundärphase im Bainit kann sich je nach Stahlzusammensetzung entweder als Karbid, als mit Kohlenstoff angereichertem nicht umgewandelten Austenit (Restaustenit), als Martensit oder als Martensit/Austenit-Struktur (M/A-Struktur) ausbilden. Folgend werden die verschiedenen Strukturen der Sekundärphase einer bainitischen Morphologie näher erläutert.

4.3.2.1 Karbide

In Stählen, die nicht mit Aluminium oder Silizium (>1 Gew.%) legiert sind, bilden sich in erster Linie Karbide als vorherrschende Sekundärphase aus [Cot72][Gal02]. Diese Karbide liegen überwiegend als Zementit (Fe_3C) vor und können im unteren Bainit auch als ϵ -Karbide ($Fe_{2,4}C$) auftreten [Bra90]. Die Ausscheidung und Bildung von ϵ -Karbiden ist jedoch bis heute noch nicht in Gänze verstanden [Jan10]. Geht man davon aus, dass bei der bainitischen Phasenumwandlung nur der interstitielle Kohlenstoff diffundiert aber keine substitutionellen Atome, können sich dementsprechend auch keine Karbide bilden, die substitutionelle Atome enthalten [Bha01]. Die bainitischen Ferritlanetten bzw. -platten werden im oberen Bainit durch die Zementitausscheidungen getrennt, die eine längliche Form aufweisen. Der Zementit wird entweder aus dem

mit Kohlenstoff angereicherten Restaustenit oder direkt aus dem Austenit der Ursprungszusammensetzung gebildet. Der mit Kohlenstoff angereicherte Restaustenit liegt zwischen den Lanzetten bzw. Platten des bainitischen Ferrits [Pic67][Tak90]. Bezüglich der kristallographischen Orientierungsbeziehung zwischen Zementit und Austenit wurde von Badeshia et al. [Bha01] eine Pitsch-Orientierungsbeziehung ($\{001\}_{Fe_3C} || \{\bar{2}25\}_\gamma$) beobachtet.

Im Gegensatz zum oberen Bainit können sich die Karbide bzw. der Zementit im unteren Bainit sowohl zwischen als auch innerhalb der bainitischen Ferritlanzenetten bzw. -platten ausscheiden. Diese Ausscheidung erfolgt in einem Winkel von 55° bis 60° zur Längsachse der Primärphasenlanzenetten bzw. -platten [Pic67][Tak90]. Weiterhin wird eine Bagaryatski-Orientierungsbeziehung ($\{001\}_{Fe_3C} || \{211\}_\alpha$) zwischen bainitischem Ferrit und Zementit angenommen [Sha67].

In Untersuchungen bezüglich des Einflusses von fallenden Umwandlungstemperaturen bei der Bainitbildung auf die Karbidausscheidung zeigte sich, dass bei ausreichendem Kohlenstoffgehalt die Karbidmenge ansteigt und die Karbidgröße abfällt. Die Ausscheidungshärte wird so angehoben [Pic67]. Darüber hinaus konnte Joarder [Joa94] für isotherme Umwandlungen und kontinuierliche Abkühlungen signifikante Unterschiede in der Morphologieausbildung der Karbidausscheidungen feststellen. Bei isothermer Umwandlung bilden sich in der Mikrostruktur grobkörnige Zementitausscheidungen aufgrund der ausreichenden Diffusionszeit des Kohlenstoffs aus. Im Vergleich hierzu erzeugt eine kontinuierliche Abkühlung feinere Zementitausscheidungen innerhalb der finalen Mikrostruktur, da die Diffusionszeit im Bereich der Bainitumwandlung deutlich geringer ist als bei der isothermen Umwandlung.

4.3.2.2 Restaustenit, Martensit, M/A-Strukturen

Wird durch die Zugabe von genügend Silizium oder Aluminium die Karbidbildung unterdrückt bzw. verzögert, diffundiert der Kohlenstoff während der Bainitumwandlung in den umliegenden Austenit und stabilisiert diesen gegen die weitere Umwandlung. Es entsteht der sogenannte Restaustenit [Bha79][Gal02]. Wird der Austenit jedoch nicht ausreichend mit Kohlenstoff angereichert, so dass keine Stabilisierung bis Raumtemperatur gegeben ist, kann sich Martensit als Sekundärphase des Bainits ausbilden [Zaj05a]. Treten unterschiedliche Kohlenstoffanreicherungen innerhalb des Austenits auf, liegen unterschiedliche Martensitstarttemperaturen M_s vor. Bereiche des Austenits werden stabilisiert und andere Bereiche wandeln in Martensit um. So können die sogenannten Martensit-Austenit-Strukturen, auch M/A genannt, entstehen [Law02b]. Während der bainitischen Umwandlung können allgemein zwei unterschiedliche Morphologien des Restaustenits auftreten. Zum einen können sich dünne Filme des Restaustenits zwischen den bainitischen Ferritplatten (Untereinheiten) ausbilden. Zum anderen können grobkörnige Restaustenitblöcke, die durch nicht parallele Bainitbündel eingeschlossen werden, entstehen [Law02a]. Diese Morphologien des Restaustenits sind in **Abbildung 4.8** dargestellt.

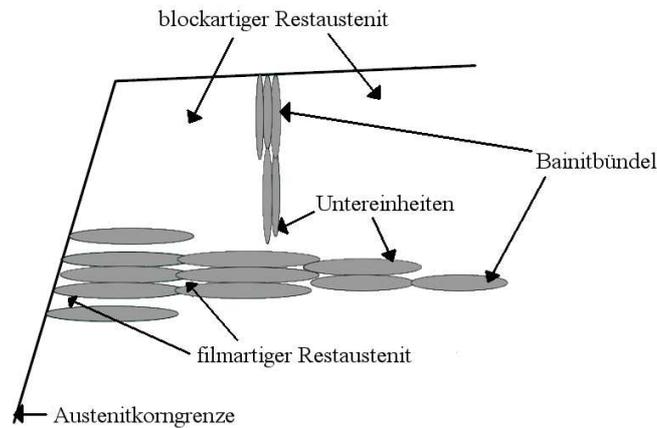


Abbildung 4.8: Film- und blockartige Morphologien des nicht umgewandelten Austenits in einer bainitischen Mikrostruktur [Law02b]

Die Art, der Anteil und die Ausbildung der Sekundärphase haben einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Die beste Kombination aus Zähigkeit und Festigkeit kann mittels einer Kombination aus feinen bainitischen Ferritplatten bzw. Ferritlanzetteln sowie stabilem, filmartigem Restaustenit zwischen dieser Primärphase erzielt werden [Tak90][Gar05][Liu06a]. Die Stabilität des Restaustenits gegen die Umwandlung in Martensit beruht auf verschiedenen Faktoren, wie zum Beispiel der Umwandlungstemperatur, den Haltezeiten, den Legierungselementen und dem Kohlenstoffgehalt [Liu06a]. Hierbei wird zwischen intrinsischen und extrinsischen Faktoren unterschieden, auf die in den nächsten Kapiteln näher eingegangen wird.

4.4 Restaustenitstabilität

Der Restaustenit, der als Sekundärphase im bainitischen Gefüge vorliegt, kann, wie in klassischen TRIP-Stählen für Bleche, durch die Umwandlung in Martensit zu einer Verfestigung im Material führen. Dies äußert sich im Zugversuch durch eine Verzögerung der Einschnürung. Unter zyklischer Belastung behindert der Restaustenit zum Beispiel das Entstehen von Ermüdungsrissen. Aufgrund der Umwandlung in Martensit und der damit einhergehenden Volumenzunahme werden Druckeigenstressungen in die Mikrostruktur eingebracht und so der Rissfortschritt verlangsamt bzw. gestoppt. Die Umwandlung des Restaustenits tritt hierbei aufgrund der hohen Spannungsmehrachsigkeit bevorzugt in der plastischen Zone an der Risspitze auf [Tom01][Che08][Hil09].

Die Umwandlung des Restaustenits wird durch seine Stabilität bestimmt, die sogenannte Restaustenitstabilität. Mit der Restaustenitstabilität wird der Widerstand des Restaustenits gegen die Martensitumwandlung bezeichnet; sie darf nicht mit dem Begriff der thermodynamischen Stabilität verwechselt werden. Weiterhin wird die Restaustenitstabilität durch unterschiedlichen Faktoren charakterisiert. Diese Faktoren werden allgemein in zwei Gruppen eingeteilt, in die sogenannten intrinsischen und extrinsischen Faktoren. Hierbei umfassen die intrinsischen Einflussfaktoren zum Beispiel die Austenitkorngröße sowie -form und die chemische Stabilität

[Tsu91]. Die extrinsischen Faktoren beinhalten die Härte der umgebenden Matrix [Sug92b], den Ort der Austenitbildung [Sug93][Jac01b], den mesoskopischen Spannungszustand [Str91], den Dehnungszustand [Dia98] und die Verteilung von Mikrospannungen [Mar95]. Eine Darstellung der Unterteilung in die zwei Faktorgruppen ist in **Abbildung 4.9** gegeben. Nachfolgend wird auf einige der Einflussfaktoren näher eingegangen.

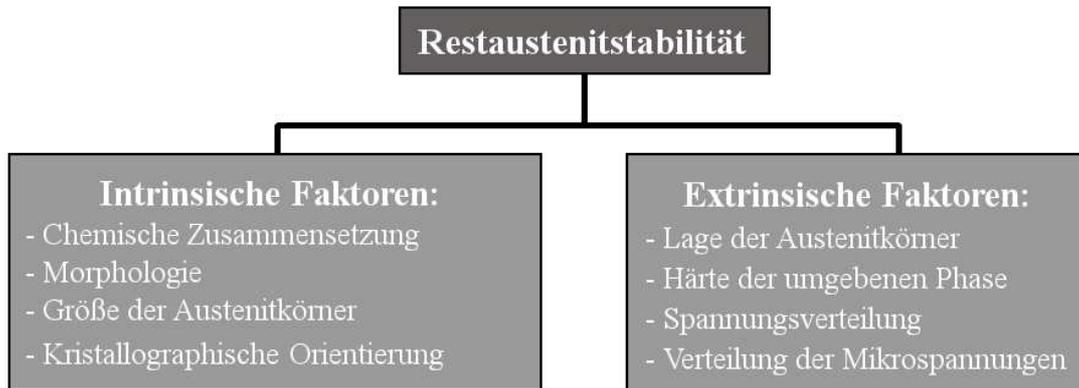


Abbildung 4.9: Einflussfaktoren auf die Restaustenitstabilität nach [Jac01b]

4.4.1 Intrinsische Faktoren

Eine der wichtigsten intrinsischen Faktoren stellt die chemischen Zusammensetzung dar, bei der vor allem der Kohlenstoffgehalt eine entscheidende Rolle spielt. Man spricht auch von der sogenannten chemischen Stabilität. Bei der Bainitbildung wird der bei der Entstehung des bainitischen Ferrits überschüssige Kohlenstoff in die Austenitphase abgegeben. Aufgrund der so auftretenden Absenkung der Martensitstarttemperatur verbleibt der Austenit bis Raumtemperatur als metastabile Phase bestehen [Wan01][Li13][Zha13]. Wang et al. [Wan00] haben in ihren Untersuchungen einen exponentiellen Zusammenhang zwischen den Massenprozent des Kohlenstoffes und der Martensitstarttemperatur ermittelt:

$$M_s = 273 + 545,8 \cdot e^{-1,362 \cdot w_c} \quad (4.1)$$

M_s steht für die Martensitstarttemperatur und w_c für den Kohlenstoffgehalt in Massenprozent. Weiterhin können die Legierungselemente Silizium und Mangan einen Einfluss auf die Restaustenitstabilität ausüben. Silizium unterdrückt die Zementitausscheidung ab einen Legierungsgehalt von >1 Gew.%, wodurch mehr Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits vorliegt [Edm10]. Mangan ist ein Austenitstabilisator wodurch der anfängliche Volumenanteil des Austenits erhöht werden kann [Sug92b].

Als weiterer intrinsischer Faktor wird die Morphologie des Restaustenits angeführt, die auch als mechanische Stabilität bezeichnet wird. Wie in Kapitel 4.3.2.2 bereits erwähnt, kann der Restaustenit in zwei verschiedenen Formen auftreten, film- und blockartig. Hierbei liegt eine un-

terschiedliche Kohlenstoffverteilung bei den beiden Restaustenitformen vor. Die Austenitfilme werden weitestgehend vom umgebenden bainitischen Ferrit isoliert. Eine Kohlenstoffdiffusion aus dem Austenit wird aufgrund der geringen Kohlenstofflöslichkeit des bainitischen Ferrits so beim weiteren Umwandlungsprozess erschwert. Die Austenitfilme zwischen den Ferritplatten werden so mit Kohlenstoff angereichert. Dies führt dazu, dass neben der mechanischen Stabilität auch die chemische Stabilität der Austenitfilme angehoben wird [Ree92]. So weisen die Austenitfilme eine höhere chemische Stabilität als die blockartigen Restaustenitbereiche auf. Aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts innerhalb der Restaustenitfilme steigt zusätzlich die Härte der Austenitfilme an und die Martensitstarttemperatur wird abgesenkt [Ree92][Law02][Bra13].

Die Austenitkorngröße ist ebenfalls ein intrinsischer Faktor auf die Restaustenitstabilität. Wang et al. [Wan00] stellten in ihren Untersuchungen fest, dass Austenitkörner mit einer Korngröße $< 0,01 \mu\text{m}$ stabil verbleiben. Auch bei großen Umformungen findet keine Umwandlung in Martensit statt. Im Zusammenhang mit der Martensitstarttemperatur beobachten sie, dass mit kleiner werdender Austenitkorngröße die Martensitstarttemperatur sinkt. Hingegen zeigen Austenitkörner bei Korngrößen $> 1 \mu\text{m}$ unter Belastung eine schnelle Umwandlung in Martensit. Diese Umwandlung kann schon während der letzten Abkühlung auftreten. Weitere Untersuchungen zeigten, dass mit kleiner werdender Korngröße eine höhere Grenzflächenenergie aufgebaut wird. Diese Grenzflächenenergie muss zur Umwandlung in Martensit überwunden werden, weshalb die Martensitbildung verzögert wird [Wan01].

4.4.2 Extrinsische Faktoren

Die Härte der den Restaustenit umgebenden Matrix ist einer der wichtigen extrinsischen Faktoren. Bei bainitischen Stählen übt die Festigkeit des bainitischen Ferrits Einfluss auf die Restaustenitstabilität aus. Die Festigkeit des Ferrits kann durch Zulegieren von Silizium aufgrund von Mischkristallverfestigung erhöht werden. Die erhöhte Festigkeit des bainitischen Ferrits erschwert die bei der Martensitumwandlung auftretende Volumenexpansion [Tra02][Bra13]. Weiterhin werden bei der Martensitbildung, die bereits bei kleinen Dehnungen auftritt, neue Versetzungen gebildet. Die so angehobene Versetzungsdichte bewirkt eine Verfestigung im bainitischen Ferrit und so eine höhere Restaustenitstabilität [Tra02]. Xiong et al. [Xio12] beobachteten, dass eine hohe Restaustenitstabilität vorliegt, wenn lattenartige Restaustenitstrukturen von lattenartigem Martensit umgeben ist. Hierbei wirkt die hohe Festigkeit der lattenartigen Martensitstrukturen der Volumenexpansion bei der Umwandlung des Restaustenits entgegen.

Ein weiterer extrinsischer Faktor ist die Spannungsverteilung in der Matrix bzw. innerhalb des Gefüges. So wirkt ein hoher hydrostatischer Druck des umgebenden Gefüges auf lattenartigen Restaustenitstrukturen der Martensitbildung entgegen [Xio12]. Bei der bainitischen Umwandlung von feinkörnigem Austenit werden feinere bainitische Ferritlansetten gebildet. Dies bewirkt größere innere Spannungen und hebt so die Restaustenitstabilität an. Folge hieraus ist eine hohe Restaustenitstabilität bis zu Dehnungen von 26 % [Par02][Tim04]. Suh und Ryu et al. [Ryu10][Suh10] ermittelten in ihren Untersuchungen zu Spannungsverteilungen in TRIP-Werkstoffen, dass mit einer höheren Spannung im Ferrit der Austenit erst bei höheren Dehn-

gen in Martensit umwandelt. Die Spannungsmehrachsigkeit beeinflusst zusätzlich die Restaustenitstabilität und wird global vom äußeren Spannungszustand bestimmt. Lokal ist die Spannungsmehrachsigkeit von Faktoren wie Orientierungsunterschieden der einzelnen Körnern und Festigkeitsunterschieden abhängig. Mit ansteigender Spannungsmehrachsigkeit nimmt die Umwandlungsrate von Austenit in Martensit zu [Tim04].

Die Lage der Austenitkörner stellt ebenfalls einen wichtigen Einflussfaktor auf die Stabilität des Restaustenits dar. Restaustenit, der nahe der Grenzfläche zur ferritischen Matrix vorliegt, zeigt eine andere Stabilität im Vergleich zu dem Restaustenit, der innerhalb der ferritischen Matrix gebildet wird. Netzwerkartige, nahe an der Grenzfläche zur ferritischen Matrix gebildete Austenitstrukturen zeigen selbst bei starker Verformung eine hohe Stabilität gegen die Martensitumwandlung [Sug93].

4.5 Klassifikationssysteme

Aufgrund der vielseitigen Morphologien sowie unterschiedlichen Charakteristika des bainitischen Gefüges ist die qualitative Beschreibung eine noch nicht eindeutig durchführbare Aufgabe. Daher existieren derzeit auch eine ganze Reihe von Perspektiven, aus denen die Ansprache an eine bainitischen Mikrostruktur bzw. die Klassifikation der bainitischen Mikrostruktur durchgeführt werden kann. Diese verschiedenen Klassifikationssysteme werden im Folgenden näher erläutert. Die allgemein anerkannte Einteilung in oberen und unteren Bainit wurde von Mehl [Meh39] im Jahre 1939 für Stähle nach isothermer Umwandlung aufgestellt. In dieser Einteilung wird der obere Bainit dadurch charakterisiert, dass dieser aus Lanzetten bzw. Platten des bainitischen Ferrits als Matrix besteht. Diese Matrix ist prinzipiell frei von Ausscheidungen. Eine Karbidausscheidung erfolgt aus dem zwischen der Primärphase befindlichen, mit Kohlenstoff angereicherten Restaustenit. Der untere Bainit besteht ebenfalls aus bainitischen Ferrit als Primärphase. Zwischen den Platten bzw. Lanzetten des bainitischen Ferrits bilden sich, wie im oberen Bainit, Karbidausscheidungen. Jedoch treten zusätzlich innerhalb der bainitischen Ferritplatten bzw. -lanzetten feine Zementitausscheidungen in einem Winkel von 55° bis 60° zur Längsachse auf. Die Bildungsschritte von oberen und unteren Bainit sind in **Abbildung 4.10** zu sehen.

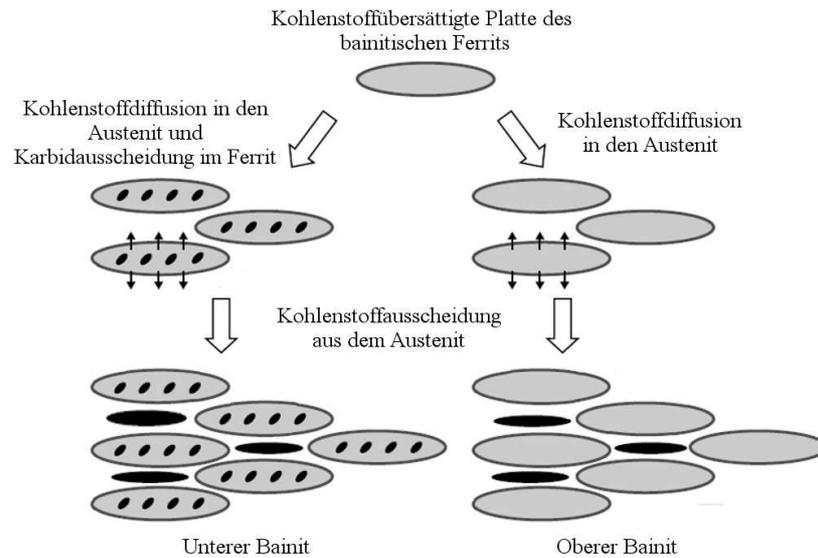


Abbildung 4.10: Entwicklung und das Wachstum von oberem und unterem Bainit, schematisch nach [Bha01]

Ein weiterer Klassifikationsansatz nach isothermer Phasenumwandlung wurde von Ohmori et al. [Ohm71][Oht90][Ohm94] entwickelt. Bei diesem Klassifikationssystem wird die bainitische Morphologie nach der Ausbildung der ferritischen Phase eingeteilt, wie in **Tabelle 4.1** aufgelistet ist. Hierbei wird der obere Bainit, der aus lanzettenartigen Ferrit gepaart mit Zementit besteht, zusätzlich in drei weitere Typen in Bezug auf die Zementitmorphologie differenziert. Der karbidfreien B I Typ, der sich knapp unterhalb der Bainitstarttemperatur ausbildet, weist zwar eine Kohlenstoffdiffusion auf, jedoch ohne das Ausscheiden von Zementit im nicht umgewandelten Austenit. So schlussfolgerte Joarder et al. [Joa91][Joa92][Joa93], dass dieser Morphologietyp nicht dem Bainit zugeordnet werden kann, sondern eine temporäre Struktur darstellt. Diese temporäre Struktur wandelt nach längerem isothermen Glühen in eine Ferrit/Karbid-Mischstruktur (entweder Perlit oder Bainit) um.

Tabelle 4.1: Morphologieeinteilung des Bainits nach isothermer Phasenumwandlung von Ohmori et al. [Oht90]

| Phase | Morphologie des Ferrits | Karbidverteilung |
|----------------|-------------------------|--------------------------------|
| Ferrit | lanzettenartig | Azikularer Ferrit (karbidfrei) |
| Oberer Bainit | B I | Zwischen den Lanzetten |
| | B II | |
| | B III | |
| Unterer Bainit | plattenartig | Innerhalb der Platten |

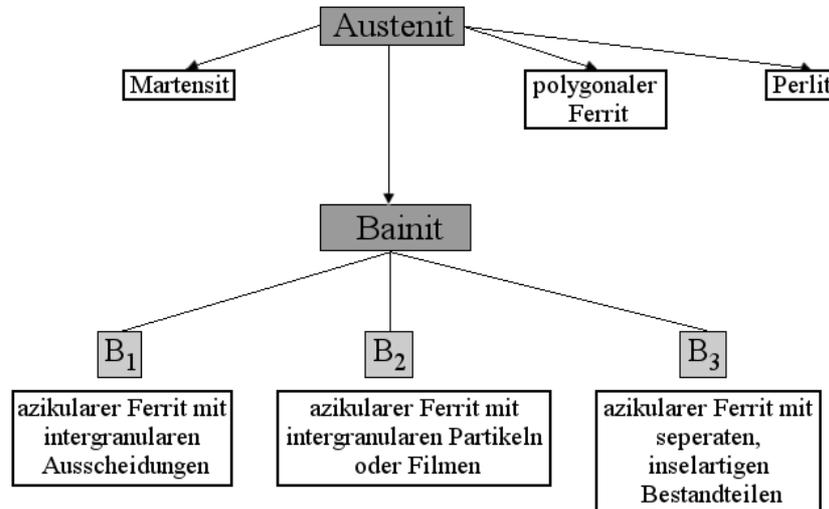
B I ist karbidfrei

B II beinhaltet Zementitpartikel, die in Form von Schichten zwischen dem lanzettenartigen Ferrit liegen

B III beinhaltet feine Zementitpartikel parallel zu einer spezifischen Ferritebene im Inneren

Bramfitt und Speer [Bra90] stellten Vorgaben für die morphologischen Eigenschaften auf, nach denen der Begriff Bainit zur Gefügebeschreibung verwendet werden kann (**Abbildung 4.11**).

Hierbei können zusätzlich Indizes verwendet werden, um die mikrostrukturellen Bestandteile kenntlich zu machen (a: Austenit, c: Zementit, ε : ε -Karbonid, m: Martensit, p: Perlit)



B1 - Azikularer Ferrit mit Eisenkarbidausscheidungen (z.B. Zementit) innerhalb der ferritischen Lanzetten oder Platten
 B2 - Azikularer Ferrit mit dünnen Filmen von Zementit und/oder Restaustenit zwischen den ferritischen Lanzetten oder Platten
 B3 - Azikularer Ferrit mit inselförmigen Bestandteilen bestehend aus Austenit und/oder Martensit oder Perlit

Abbildung 4.11: Klassifizierungssystem für Bainit anhand der Morphologie nach Bramfitt [Bra90]

Eine Morphologiekarte zur Bainitklassifikation für Fe-C-2 %Mn-Legierungen wurde durch Spanos et al. [Spa90] vorgeschlagen und ist in **Abbildung 4.12** visualisiert. Mittels dieser Morphologiekarte werden die Temperatur/Zusammensetzungsregionen für die Bildungsbereiche der verschiedenen Bainitarten dargestellt. Neben den bekannten Begriffen des oberen und unteren Bainits werden hier weitere Erscheinungsformen beschrieben, wie zum Beispiel der kugelige, langgestreckte kugelige sowie der inverse Bainit. Der kugelige Bainit tritt bei eutektoiden und übereutektoiden Stählen auf. Der Ausdruck kugelig ist hierbei nicht auf eine externe kugelige Form beschränkt und in erster Linie auf die interne Morphologie des Bainits bezogen. Der inverse Bainit tritt in übereutektoiden Stählen auf. Bei dieser Bainitart bildet sich zuerst der Zementit direkt aus dem Austenit, der anschließend von ferritischen Schichten umgeben wird.

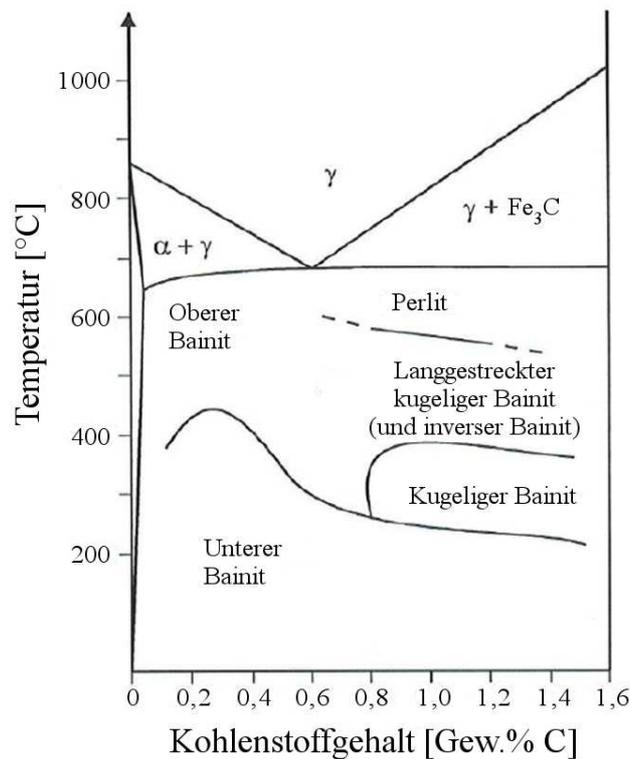


Abbildung 4.12: Beschreibung verschiedener Bainitarten sowie ihrer Temperaturbildungsreiche mittels Morphologiekarte nach Spanos et al. [Spa90]

Zajac et al. [Zaj05a, Zaj05b] entwickelten eine einheitliche Beschreibung für bainitische Mikrostrukturen, die sowohl für kohlenstoffarmen als auch für kohlenstoffreichen Bainit angewendet werden kann. Dieses Klassifikationssystem ist in **Tabelle 4.2** zu finden. Für dieses Klassifikationssystem wurden zwei Annahmen getroffen, die wie folgt lauten:

- Es wird eine allgemeine mikrostrukturelle Definition angewendet, die Bainit in Stählen als nicht-lamellares Zweiphasenprodukt einer Austenitzerfallsreaktion annimmt;
- Die Einteilung erfolgt in fünf Bainitarten: körniger Bainit (GB), oberer Bainit (UB), degenerierter oberer Bainit (DUB), unterer Lanzettenbainit (LLB) sowie unterer (Platten-) Bainit (LB).

Des Weiteren wird der Bainit in drei Hauptgruppen in Abhängigkeit der Bainitmorphologie sowie der Art und Verteilung der Zweitphasenpartikel unterteilt:

- Körniger Bainit mit regellos angeordnetem Ferrit
- Oberer Bainit mit lanzettenartigem Ferrit sowie der Zweitphase auf den Lanzettengrenzen
- Unterer Bainit, lanzetten- oder plattenartig, mit Zementit innerhalb der ferritischen Lanzetten oder Platten

Tabelle 4.2: Schema zur Bainitklassifikation nach Zajac et al. [Zaj05a]

| Bainit | Andere Namen | Morphologie |
|---|---|---|
| Ferrit | lanzettenartig | Azikularer Ferrit (karbidfrei) |
| Körniger Bainit (GB) | Karbidfreier Bainit | Ungeordneter Ferrit mit M/A; Zweitphase kann auch Perlit oder Bainit sein |
| Oberer Bainit (UB) | B II Bainit in Stählen mit niedrigem C-Gehalt B ₂ | Lanzettenartiger Ferrit mit Zementit innerhalb der Lanzettengrenzen |
| Degenerierter oberer Bainit (DUB) | B I Bainit in Stählen mit niedrigem C-Gehalt B ₃ | Lanzettenartiger Ferrit mit M/A auf den Lanzettengrenzen; Zweitphase kann auch Perlit oder Bainit sein |
| Unterer lanzettenartiger Bainit (LLB) | B III Bainit in Stählen mit niedrigem C-Gehalt | Lanzettenartiger Ferrit mit Zementit innerhalb der Lanzetten |
| Unterer Bainit (LB) (plattenartig (LPB)) | | Plattenartiger Ferrit mit Zementit innerhalb der Ferritplatten |
| Lanzettenmartensit | | Angelassener Lanzettenmartensit |

Eine allgemeinere Klassifikation der Mikrostruktur in Stählen wurde von Gerdemann [Ger08][Ger10] aufgestellt. Die Besonderheit hierbei ist, dass die bainitische Mikrostruktur unter Berücksichtigung der Primär- und Sekundärphase beschrieben werden kann. Hierbei wird nicht nur die kristallographische Orientierung, sondern auch der Entstehungsort der bainitischen Sekundärphase miteinbezogen. In **Tabelle 4.3** ist dieses Klassifikationssystem für bainitische Strukturen dargestellt. Dieses System wird in der hier vorliegenden Arbeit zur Beschreibung des bainitischen Gefüges angewendet, weshalb die in dieser Arbeit verwendeten Indizes in Tabelle 4.3 fett gedruckt sind.

Tabelle 4.3: Allgemeine Gefügeklassifikation nach Gerdemann [Ger10]

| Primärphase | | Sekundärphase | | |
|------------------------------|------------------------|----------------------|------------------------------|-------------------------|
| kristallographische Struktur | Morphologie | Entstehungsort | kristallographische Struktur | Morphologie |
| krz(Ferrit) | Polygonal* | Intergranular | hex(Karbide) | Rund* |
| | Quasi-Polygonal | Intragranular | trz(Martensit) | Gestreckt** |
| | Körnig | | kfz(Austenit) | Lanzettenartig** |
| | Widmannstätten | | Nicht vorhanden | Filmartig** |
| | Azikular | | | Inselförmig |
| | Lanzettenartig | | | Clusterartig |

Definiert durch:

* Rundheit (Differenz zwischen der kleinsten und der größten umschließenden Ellipse)

** Aspect Ratio (Verhältnis Länge zu Breite)

4.6 Mechanische Eigenschaften von bainitischen Mikrostrukturen

In folgenden Kapiteln wird näher auf die mechanischen Eigenschaften, also Festigkeit und Zähigkeit, von bainitischen Stählen eingegangen. Bei der Festigkeit bainitischer Stähle gibt es mehrere Einflussfaktoren. Bei der Zähigkeit zeigt vor allem der Restaustenit und seine Charakteristika große Auswirkungen.

4.6.1 Festigkeit

Die Festigkeit von bainitischen Stählen setzt sich aus verschiedenen Anteilen zusammen. Diese Anteile werden durch die Grundfestigkeit des reinen Eisens, durch die Mischkristallverfestigung mittels gelöster Elemente (wie z.B. Si), durch die Festigkeitssteigerung des Kohlenstoffs mittels Karbidausscheidung (bevorzugt Zementit), durch die Breite der bainitischen Ferritplatten bzw. -lanzetten sowie durch die Versetzungsverfestigung [Bha01] bestimmt. Diese Einflussfaktoren sowie ihr jeweiliger Anteil an der Festigkeit des Bainits sind in **Abbildung 4.13** zu sehen.

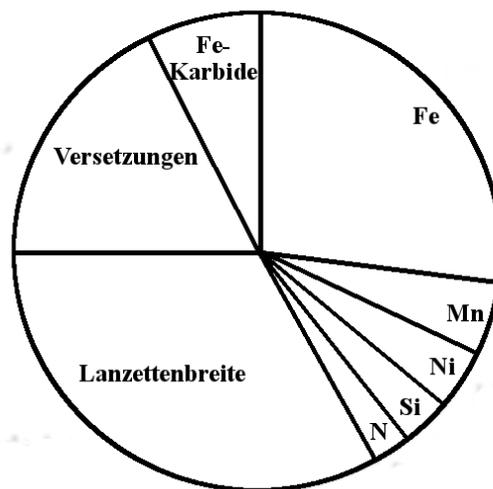


Abbildung 4.13: Unterschiedliche Einflussfaktoren sowie deren jeweiliger Anteil an der Festigkeit bainitischer Strukturen schematisch nach [Bha01]

Die Breite der bainitischen Ferritplatten bzw. -lanzetten zeigt den größten Einfluss auf die Festigkeit des Bainits. Der genaue Beitrag kann mittels der Hall-Petch-Beziehung analysiert werden [Bha01]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \quad (4.2)$$

Hierbei steht σ_y für den Festigkeitsanstieg, σ_0 für die Anfangsfestigkeit, K für eine Konstante, und d für die Ferritlanzettenbreite.

Die Änderung der Ferritlanzettenbreite hat jedoch auch direkten Einfluss auf andere Faktoren,

wie der Versetzungs- oder Karbiddichte. Denn bei ansteigender Breite des bainitischen Ferrits steigt die Anzahl der Versetzungen, die am Versetzungsaufstau beteiligt sind. Dies resultiert in einem insgesamt größeren Spannungsfeld, wodurch die Aktivierung von Versetzungsquellen in weiterer Entfernung erleichtert und die Festigkeit reduziert wird [Bha01]. Durch die Erhöhung der Versetzungsdichte kann jedoch auch eine Festigkeitssteigerung im Bainit erzeugt werden. Dieser Effekt tritt durch die mit der Bainitbildung einhergehenden Scherumwandlung und infolge der Formänderung gesteigerten Defektstruktur auf. Dabei wird die Versetzungsdichte nicht durch eine elastische sondern durch eine plastische Formänderung erhöht [Gar05a].

Der Anteil der Festigkeitssteigerung durch Kohlenstoff in karbidhaltigen bainitischen Stählen beruht hauptsächlich auf der Karbid- bzw. Zementitbildung. Diese Ausscheidungen bilden sich grobkörnig sowie ohne nennenswerte kohärente Spannungen aus. Versetzungen müssen zur weiteren Fortbewegung die Zementitausscheidungen umgehen, da die sehr harten Zementitausscheidungen nicht durchschnitten werden können. Die höchste Steigerung der Festigkeit des Bainits wird durch feine Zementitausscheidungen erzielt [Irv57]. Bei karbidfreien bainitischen Stählen ist die Festigkeitssteigerung durch Kohlenstoff auf die Mischkristallverfestigung zurückzuführen. In Untersuchungen von Irvine und Pickering [Irv58] wurde ein linearer Zusammenhang zwischen der Härte bainitischer Stähle und dem Gehalt des gelösten Kohlenstoffes ermittelt. So erhöhte sich die Härte um ca. 190 HV pro Gew.% Kohlenstoff. Zusätzlich wird die Festigkeit karbidfreier bainitischer Stähle durch die weiche austenitische Phase bzw. durch das Umwandlungsverhalten der austenitischen Phase in Martensit (TRIP-Effekt) beeinflusst [Gar05b]. Je nach Kohlenstoffgehalt und so je nach chemischer Stabilität des Restaustenits wandelt dieser unter Belastung in die harte Phase Martensit um und steigert so die Festigkeit des Bainits.

Die Austenitisierungstemperatur zeigt keinen Einfluss auf die Härte. Vorausgesetzt, dass alle Karbide bei der Austenitisierung aufgelöst wurden.

4.6.2 Zähigkeit

Irvine und Pickering [Irv57] beobachteten in ihren Untersuchungen bezüglich der Zähigkeit von bainitischen Stählen, dass mit sinkendem Kohlenstoffgehalt die Zähigkeit ansteigt. Die in den Untersuchungen verwendeten Stählen wiesen eine vergleichbare Festigkeit auf. Der Ablauf von Duktilbruch erfolgt durch Hohlraumbildung, -wachstum und -vereinigung, wobei die Hohlraumbildung bevorzugt an nicht metallischen Einschlüssen sowie harten Ausscheidungen erfolgt. Steigt also die Zementitdichte aufgrund des steigenden Kohlenstoffgehaltes an, tritt auch vermehrt die Hohlraumbildung auf. Dies führt zum Abfall der Zähigkeit. Auch in modernen, hochfesten Stählen zeigt sich ein solcher Zusammenhang zwischen Zementitbildung und Zähigkeitsabfall [Cab03].

McCutcheon et al. [McC76] wiesen bei Stählen mit unvollständiger Bainitumwandlung nach, dass die duktile Hohlraumbildung in den Bereichen des nicht angelassenen Martensits beginnt. Diese Martensitbereiche werden durch die Umwandlung des kohlenstoffangereicherten Austenits nach finaler Abkühlung gebildet. Sie beinhalten hohe Festigkeit sowie geringe Zähigkeit. Wenn jedoch diese martensitischen Bereiche nur in sehr kleinen Größen auftreten ($<10 \mu\text{m}$), relati-

viert sich ihr negativer Einfluss auf die Zähigkeit. Martensit wirkt bevorzugt bei bandförmiger Morphologie rissauslösend [Cab10]. Des Weiteren zeigen sich Seigerungserscheinungen als negativer Einfluss auf die Zähigkeit, da diese eine heterogene Härteverteilung und so eine vorzeitige Rissauslösung fördern [Cab09b].

Wird der Anteil an bainitischem Ferrit sowie an Restaustenit gesteigert, wirkt sich dies positiv auf die Zähigkeitseigenschaften aus [Cab10]. Hierbei hat vor allem der Restaustenit einen entscheidenden Einfluss. Der Restaustenit ist im Vergleich zu den bainitischen Ferritplatten die weichere Phase innerhalb der bainitischen Mikrostruktur. Bildet sich der bis Raumtemperatur stabilisierte Restaustenit filmartig zwischen den bainitischen Ferritplatten bzw.-lancetten aus, werden im Vergleich zu blockartigen Restaustenitmorphologien zwischen den Bainitbündeln beste Zähigkeitswerte erreicht [Tak95]. Bei abnehmender Umwandlungstemperatur steigt der optimale Gehalt an Restaustenit an, da sich hierdurch ein Gefüge mit sehr feinen stabilen Restaustenitfilmen ausbildet [Tak95][Bha01].

4.7 Einflüsse auf die bainitische Phasenumwandlung

Die resultierende bainitische Mikrostruktur wird entscheidend durch den Verlauf der Phasenumwandlung beeinflusst, wodurch sich auch die mechanischen Eigenschaften bainitischer Stähle ändern können. Bestimmende Faktoren hierbei sind die chemische Zusammensetzung des untersuchten Stahls sowie die angewandte Prozessführung. Daher wird in den folgenden Kapiteln der Einfluss der für diese Arbeit relevanten Legierungselemente sowie der Einfluss der Prozessführung näher beschrieben.

4.7.1 Auswirkung der Legierungselemente

Allgemein wird der Einfluss der Legierungselemente auf Eisen-Kohlenstoffverbindungen in zwei Gruppen unterteilt, den Austenit- und den Ferritbildnern [Hon95]. Hierbei bewirkt die Gruppe der Austenitbildner eine Absenkung der A3-Temperatur sowie eine Erhöhung der A4-Temperatur, also eine Erweiterung des Austenitgebietes. Ferritbildner bewirken einen gegenteiligen Effekt, also eine Einschnürung des Austenitgebietes. In **Abbildung 4.14** ist die Unterscheidung zwischen Ferrit- und Austenitbildner in Abhängigkeit der entsprechenden Enthalpieänderung ΔH dargestellt. ΔH beschreibt hierbei die Differenz von der absorbierte Wärme des im Austenit gelösten Elementes ($H\gamma$) und der absorbierten Wärme des gleichen im Ferrit gelösten Elementes ($H\alpha$):

$$\Delta H = H\gamma - H\alpha \quad (4.3)$$

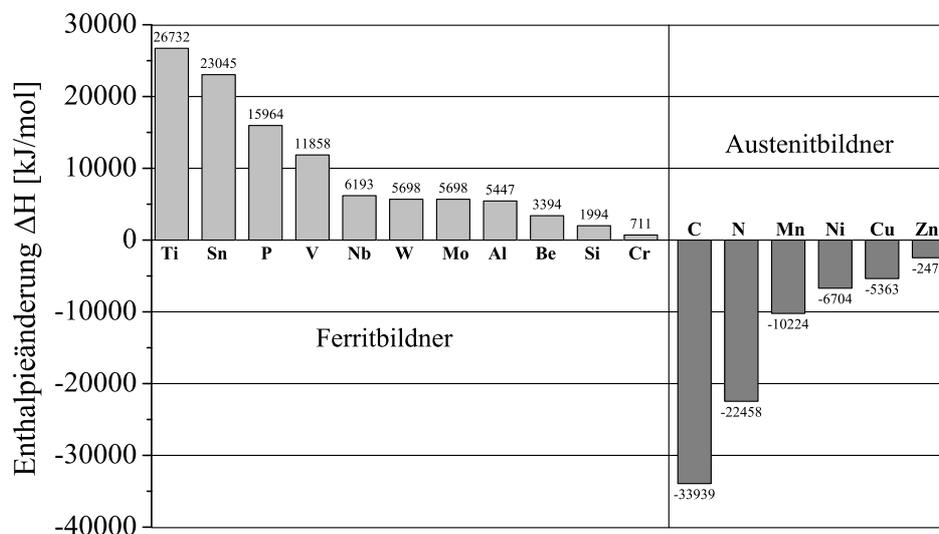


Abbildung 4.14: Relative Stärke von Ferrit- und Austenitbildnern nach [And56]

Kohlenstoff

Der stärkste Austenitbildner Kohlenstoff [And56] zeigt den größten Einfluss auf die Phasenumwandlung, auf die Mikrostruktur sowie auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Durch Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes wird die Bainitstarttemperatur und so der Temperaturbereich der Bainitbildung deutlich herabgesetzt [Ste56]. Die Inkubationszeit der bainitischen Phasenumwandlung wird mit ansteigendem Kohlenstoffgehalt verlängert [Wan00]. Der Kohlenstoff besitzt eine größere Löslichkeit im Austenit als im Ferrit. Der Austenit wird gegen die Umwandlung stabilisiert und die Austenitzerfallsreaktion verzögert. Bei karbidhaltigem Bainit wird zusätzlich der Karbidgehalt innerhalb der bainitischen Mikrostruktur vom Kohlenstoffgehalt bestimmt. Bei ansteigendem Kohlenstoffgehalt wird die Bildung vom unteren Bainit vorangetrieben, da der Abbau des überschüssigen Kohlenstoffes im übersättigtem bainitischen Ferrit vor der Bildung von Karbiden erschwert ist [Hon95]. Stellt man die Annahme auf, dass der bainitische Ferrit diffusionslos gebildet wird, ist eine Umwandlungstemperatur unterhalb der sogenannten T_0 -Temperatur zur bainitischen Phasenumwandlung erforderlich. Grund hierfür ist die geringere freie Enthalpie des bainitischen Ferrits bei einer solchen Temperatur im Vergleich zu derjenigen des Austenits der gleichen Zusammensetzung. Die T_0 -Kurve ist dabei eine Funktion des Kohlenstoffgehaltes [Bha81], wie in **Abbildung 4.15** zu sehen ist. Damit die γ/α -Umwandlung erfolgen kann, muss der Kohlenstoffgehalt unterhalb der T_0 -Kurve liegen. Liegt der Kohlenstoff oberhalb dieser Kurve, wird die Umwandlung thermodynamisch unmöglich. Wird das Wachstum des Bainits von einer invarianten ebenen Formänderung begleitet, muss eine Formänderungsenergie von 400 J/mol mit berechnet werden. Aufgrund dessen muss die T_0 -Kurve zu einer sogenannten T'_0 modifiziert werden, bei der diese gespeicherte Formänderungsenergie berücksichtigt wird [Tak95]. Bei Annahme der diffusionslosen Bildung der Bainitplatten sowie der Abgabe des überschüssigen Kohlenstoffes des bainitischen Ferrits sofort nach seiner Bildung an

den umgebenen Austenit muss die nächste Bainitplatte aus dem kohlenstoffangereicherten Austenit gebildet werden. Sobald die Kohlenstoffkonzentration des Austenits die T'_0 -Kurve erreicht, ist der Umwandlungsprozess beendet [Law02b]. Es liegt also eine unvollständige Umwandlung vor, da der nicht umgewandelte Austenit nicht mehr seine Gleichgewichtskonzentration erreicht. Diese Gleichgewichtskonzentration ist durch die Ae3-Phasengrenze gekennzeichnet.

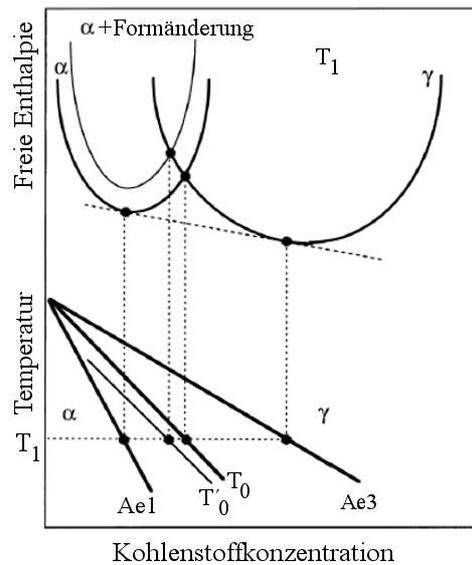


Abbildung 4.15: T_0 -Konstruktion für den γ/α Phasenübergang mit Berücksichtigung der mit der bainitischen Umwandlung einhergehenden ebenen Formänderung (T'_0), schematisch nach [Bha99]

Mangan

Mangan ist eines der am häufigsten verwendeten Legierungselementen im Stahl und gilt erst ab Gehalten von $>0,5$ Gew.% als legiert [And56]. Nach den interstitiellen Atomen Kohlenstoff und Stickstoff ist Mangan der stärkste Austenitstabilisator. Dies kann in Manganstählen zu hohen Restaustenitgehalten führen, wodurch die Umwandlungszeiten in der Bainitstufe verlängert werden können [Shi02]. Wird der Mangangehalt erhöht, wird sowohl die Bainitstarttemperatur abgesenkt als auch die Kinetik der Bainitbildung verlangsamt. Dies führt zu einer Verschiebung des bainitischen Phasenbereiches im ZTU-Schaubild zu längeren Zeiten. Dies ist ein Anzeichen für den Anstieg der Inkubationsphase der Bainitreaktion [Wan00]. Grund für diese Verlängerung der Inkubationsphase ist der Einfluss des Mangans auf die freie Energie des Austenits. Die Gibbs Energie wird durch die Zugabe von Mangan reduziert, wodurch die Inkubationszeit verlängert wird. Die Segregation des Mangans innerhalb der inkohärenten Grenzflächen bewirkt eine Minderung der Kohlenstoffdiffusion innerhalb der Grenzflächen sowie der Grenzflächen selbst. Dies hat eine Abnahme der treibenden Kraft für das Voranschreiten der Wachstumsfront zur Folge, weshalb das Wachstum des bainitischen Ferrits verlangsamt wird [Wan00].

Silizium

Das Legierungselement Silizium hat einen großen Einfluss auf die Bainitbildung. Hierbei zeigt

sich der Einfluss besonders bei der Zusammensetzung der mehrkomponentigen bainitischen Mikrostruktur. Ab einen Siliziumgehalt von ca. 1 Gew.% wird die Bildung von Zementit verlangsamt bzw. gestoppt [Bha79, Bha01]. Die Unterdrückung der Zementitbildung ist darin begründet, dass das Silizium nahezu unlöslich in Zementit und anderen Eisenkarbiden ist. Zur Zementitbildung muss das Silizium zuerst von den Keimstellen weg diffundieren [Keh63]. Aufgrund der ausbleibenden Zementitausscheidung in Stählen mit hohen Siliziumgehalten steht der Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits zur Verfügung. Dadurch bildet sich kohlenstoffangereicherter Restaustenit als Zweitphase im Bainit [Jac99, Wan00]. Stähle mit hohen Siliziumgehalten zeigen zusätzlich häufig das Phänomen der unvollständigen Phasenumwandlung. Basis ist wiederum der maximal mit Kohlenstoff angereicherte Austenit sowie die ausbleibende Karbidausscheidung [Wan00]. Die Austenitstabilität wird ebenfalls durch das Silizium aufgrund der Erhöhung der Ferritfestigkeit mittels Mischkristallverfestigung gesteigert. Die Volumenexpansion bei der Umwandlung von Austenit in Martensit wird so erschwert [Tra02]. Des Weiteren ist Silizium ein schwacher Ferritbildner und reduziert die freie Energie des Ferrits. Die treibende Kraft zur Bainitreaktion wird so erhöht [Wan00].

Chrom

Chrom ist ebenfalls ein häufig verwendetes Legierungselement in Stahl. Es ist ein schwacher Ferritbildner [And56] und ein starker Karbidbildner [Wan00]. Die Bainitreaktion wird durch Chrom in soweit beeinflusst, dass die Bainitstarttemperatur herabgesetzt wird und eine Verschiebung des bainitischen Phasenumwandlungsbereiches innerhalb des ZTU-Schaubildes zu längeren Zeiten auftritt. So zeigt sich durch den Anstieg des Chromgehalts eine Verlängerung der Inkubationsphase der Bainitreaktion aufgrund der Verringerung der Gibbs Energie [Wan00]. Die Martensitstarttemperatur als auch die kritische Abkühlgeschwindigkeit werden ebenfalls abgesenkt [Pic67][Wan00]. Chrom zeigt zusätzlich den Effekt, dass in chromlegierten Stählen eine unvollständige bainitische Phasenumwandlung sowie eine Verlangsamung der Gesamtumwandlungszeit bei isothermer Bainitreaktion auftritt [Qui02]. So stellten Samoilov et al. [Sam05] in ihren Untersuchungen fest, dass umwandlungsträge Bereiche auftreten. Bradley und Aaronson [Bra81] begründeten diese Erscheinungen durch den Solute Drag Like Effekt (SDLE). Hierbei gehen sie davon aus, dass substitutionell gelöste Atome im Temperaturbereich der Bainitbildung nicht frei durch das Atomgitter diffundieren können. Jedoch können sich diese Atome in einer sich bewegenden Phasengrenzfläche anreichern. Hierdurch wird die Kohlenstoffaktivität abgesenkt, wodurch die treibende Kraft für die Kohlenstoffdiffusion aus dem Ferrit in den Austenit gehemmt wird. So wird durch diesen Effekt der Umwandlungsfortschritt erniedrigt. Mit Hilfe von Karbidbildung innerhalb der bewegten Phasengrenzflächen während der Umwandlung wird diese Phasengrenzen zum Stillstand gebracht.

Molybdän

Molybdän ist zwar ein Ferritbildner [And56], wird aber häufig in bainitischen Stählen zur Verzögerung der Ferrit-/Perlitbildung verwendet [Bla41, Keu06, Ger10]. Der Austenitzerfall

in bainitischen Strukturen läuft aufgrund der Wechselwirkung von Kohlenstoff und Molybdän unvollständig ab. Molybdän lagert sich an Austenitkorn Grenzen ab und bildet hier Ausscheidungen mit Kohlenstoff. So werden mögliche Keimbildungsstellen für den bainitischen Ferrit belegt und die unvollständige Bainitumwandlung begünstigt [Rey90]. Mit steigendem Gehalt an Molybdän und Kohlenstoff steigt die Umwandlungszeit an. Jedoch variiert das Umwandlungsende der Austenitzerfallsreaktion in bainitischen Stählen je nach Molybdängehalt stark. Es ist ebenfalls ein Anstieg der Inkubationszeit bei steigenden Kohlenstoff- sowie Molybdängehalten zu erkennen. Der Effekt tritt im oberen Temperaturbereich stärker auf als im unteren Bereich der bainitischen Phasenumwandlung [Wan00][Ger10]. Die Bainitstarttemperatur wird durch Molybdän abgesenkt, jedoch ist der Effekt nur minimal [Rey90]. Bei mehr als 0,5 Massen-% erhöht Molybdän die Martensitstarttemperatur [Wan00].

Bor-Titan-Stickstoff-Aluminium

Da die Wirkung von Bor davon abhängig ist, ob dieses in ausgeschiedener oder gelöster Form vorliegt, werden die Elemente Bor, Titan, Stickstoff und Aluminium gemeinsam betrachtet. Hierbei spielt vor allem das Verhältnis der zugegebenen Mengen des Bors sowie der weiteren genannten Elemente eine entscheidende Rolle. Die Ferrit-/Perlitbildung wird schon durch geringste Gehalte von Bor (0,002 Gew.%) effektiv verzögert [Zhu11]. Die Verzögerung der Keimbildung ist auf die Segregation des gelösten Bors zu den Austenitkorn Grenzen zurückzuführen. Eine Reduktion der Grenzflächenenergie pro Flächeneinheit und eine Erhöhung der Aktivierungsenergie für die heterogene Keimbildung wird so erzeugt. Hierbei wird die Bainitreaktion selbst nur unwesentlich beeinflusst, so dass bei kontinuierlicher Abkühlung vollständige, bainitische Mikrostrukturen eingestellt werden können. Weiterhin wird der Bereich der Abkühlrate zur Einstellung bainitischer Mikrostrukturen vergrößert. Jedoch zeigt sich bei zu großen Mengen an Bor aufgrund von Boridbildung keine Verzögerung der Ferritumwandlung [Bha01]. Die hohe Affinität des Bors zu Sauerstoff und Stickstoff bewirkt eine Ausbildung der Verbindungen Boroxid (B_2O_3) und Borinitrid (BN), die eine außerordentliche hohe Temperaturstabilität bis 1600 °C aufweisen [Wer90]. Um die Bildung dieser unerwünschten Verbindungen zu vermeiden, wird Aluminium aufgrund seiner desoxidierenden Wirkung zulegiert. So kann gewährleistet werden, dass das Bor in gelöster Form verbleibt und sich nicht als Oxid oder Nitrid ausscheidet. Häufig wird auch das Legierungselement Titan in borlegierten Stählen verwendet, da durch die Bildung von Titanitriden (TiN) bzw. Titancarbonitride (Ti(C,N)) der Stickstoff effektiv abgebunden wird. So verbleibt das Bor ebenfalls in der elementaren Form und scheidet sich nicht als Bornitrid aus. Neben der verzögernden Wirkung des Bors auf die Ferrit-/Perlitbildung tritt zusätzlich eine Steigerung der Härte auf [Kut02]. Titan wird auch zur Verzögerung des Austenitwachstums genutzt, um feinkörnige Zielgefüge einzustellen. Denn die gebildeten Titanitride behindern mittels „Pinnings“ die Bewegung der Austenitkorn Grenzen und bewirken so eine Kornfeinung. Durch die Zugabe von geringen Mengen an Titan wird ebenfalls die Rekristallisationsstoptemperatur T_{NR} des umgeformten Austenits angehoben [Cho03].

4.7.2 Auswirkung der Prozessführung

Die Prozessparameter einer isothermen Bainitumwandlung, das heißt isotherme Haltezeit und -temperatur, sowie einer nachgeschalteten Anlassbehandlung, das heißt Anlass temperatur und -zeit, können erheblichen Einfluss auf die Stabilität des Restaustenits sowie auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften haben. Im folgenden Kapitel wird einerseits detailliert auf den Einfluss der isothermen Haltezeit und Umwandlungstemperatur sowie auf den Einfluss von Anlass temperatur sowie -zeit näher eingegangen.

Bezüglich der Umwandlungstemperatur gibt es kontroverse Untersuchungsergebnisse bezüglich des Einflusses auf den Restaustenitgehalt. So haben Hanzaki et al. [Han95] ermittelt, dass mit steigender isothermer Umwandlungstemperatur der Restaustenitgehalt sowie die Größe des Restaustenits ansteigen. Im Gegensatz hierzu haben Kammouni et al. [Kam09] beobachtet, dass mit Anstieg der isothermen Halte temperatur der Restaustenitgehalt abfällt, wobei dieser auch nach der Umformung stabil verblieb und nicht in Martensit umwandelte. Bezüglich des Einflusses der isothermen Umwandlungszeit sowie Umwandlungstemperatur auf den Restaustenitgehalt haben die Untersuchungen von Diaz-Fuentes und Gutierrez [Dia03] ergeben, dass bei kurzen Haltezeiten (ca. 10 bis 40 s) der Gehalt an Restaustenit mit ansteigender Temperatur zwar erhöht wird, jedoch ein erheblicher Anteil dieses Restaustenits bei der finalen Abkühlung in Martensit umwandelt. Bei Verlängerung der isothermen Umwandlungszeit steigt der Gehalt an bainitischen Ferrit an, wodurch mehr Kohlenstoff in den angrenzenden Austenit diffundiert und so diesen gegen die Umwandlung stabilisiert. Der Austenit, der hingegen in größerem Abstand zum Ferrit liegt, wandelt beim Abschrecken in Wasser in Martensit um. Bei weitere Verlängerung der isothermen Umwandlungszeiten von ca. 40 s bis 1000 s sinkt der Restaustenitgehalt des Gefüges wieder ab. Der Grund hierfür liegt in der erhöhten Zeit für die Diffusion des Kohlenstoffs, wodurch sich dieser gleichmäßiger im verbleibenden Austenit verteilen kann. Die Stabilität des Restaustenits wird durch die lokal erhöhte Martensitstarttemperaturen abgesenkt. Ebenfalls können sich aufgrund einer längeren isothermen Haltezeit Karbide aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Austenit ausscheiden oder der instabile Austenit in Ferrit/bainitischen Ferrit umwandeln. Liu et al. [Liu06] kamen in ihren Untersuchungen auf das gleiche Ergebnis. Sie teilten den Effekt der isothermen Umwandlungszeit auf den Restaustenitgehalt in zwei Bereiche ein, einerseits den Kurzzeitbereich (<600 s) und andererseits den Langzeitbereich (600 s bis 3600 s). Mit Anstieg der isothermen Haltezeit steigt beim Kurzzeitbereich schnell der Restaustenitgehalt an. Die Streckgrenze, Zugfestigkeit sowie Härte nehmen ab und die Gleichmaß- sowie Bruchdehnung nehmen zu. Im Gegensatz hierzu ist im Langzeitbereich ein Abfall des Restaustenitgehaltes mit Erhöhung der Haltezeit zu beobachten. Hierdurch steigt die Streckgrenze, Zugfestigkeit sowie Härte an und die Gleichmaß- sowie Bruchdehnung nehmen ab. Zhang et al. [Zha14] untersuchten den Einfluss der Haltezeiten von 30, 60, 90, 120 Minuten auf einen bainitischen Stahl bei einer Umwandlungstemperatur von 300 °C bezüglich der mechanischen Eigenschaften sowie der Mikrostruktur. Es stellte sich heraus, dass mit verlängerter Haltezeit die Festigkeit abfällt und die Dehnungen und Brucheinschnürung ansteigen. Begründung hierfür lag in ihren Augen in den mit verlängerte isothermer Umwandlungszeit ansteigendem Bainitanteil (von 40 auf 86 Vol.%).

Hierdurch sank der Anteil an harten Martensit ab und der Anteil an weichen, duktilen Bainit, der aus bainitischen Ferrit und Restaustenit bestand, stieg an. In den Untersuchungen von Avishan [Avi13] zeigte sich bei einer isothermen Umwandlungszeit von 92 h im Vergleich zur Umwandlungszeit zur vollständigen Bainitbildung (74 h) ein leichter Abfall der Dicke der Austenitfilme, des Kohlenstoffgehaltes innerhalb des Restaustenits und der Versetzungsdichte. Jedoch ist ein Anstieg der HV₃₀ Härte zu beobachten, welche die Autoren auf die Ausscheidung von kleinsten Mengen an Karbiden zurückführten. Aufgrund der Karbidausscheidungen sank zwar der Kohlenstoffgehalt innerhalb des Restaustenits ab, jedoch verblieb dieser trotzdem stabil gegen die Umwandlung in Martensit. Die Zementitausscheidungen konnten nicht mittels rasterelektronischen Aufnahmen nachgewiesen werden. Nur mit Hilfe von Aufnahmen an einem Transmissionselektronenmikroskop konnten die Zementitausscheidungen sichtbar gemacht werden. Die Autoren vermuten, dass diese Zementitausscheidungen je nach Größe, Menge und Verteilung einen negativen Einfluss auf die Zähigkeit haben könnten. Ferner könnte durch den abgesenkten Kohlenstoffgehalt im Restaustenit sowie der geringeren Versetzungsdichte die Duktilität positiv beeinflusst werden. Ein Abfall des Restaustenitgehaltes mit längerer isothermer Haltezeit konnte durch Cruz et al. [Cru12] beobachtet und mit der vermehrten Bildung von bainitischem Ferrit erläutert werden.

Das Anlassen von Bainit kann in zwei Arten auftreten: einerseits in Form von insitu Anlassen (Selbstanlassen) und andererseits in Form von Anlassen aufgrund einer Wiedererwärmung. Mit Selbstanlassen ist das Anlassen während der bainitischen Phasenumwandlung selbst ohne eine zusätzliche Anlassbehandlung gemeint. Dies erfolgt beispielsweise aufgrund der auftretenden Umwandlungswärme (latente Wärme bzw. Rekaleszenz). Hasan et al. [Has14] analysierten in ihren Untersuchungen Proben aus nanostrukturiertem Bainit, die nach der Phasenumwandlung zusätzlich bei 500 °C für einen Tag angelassen wurden. Es wurde festgestellt, dass durch das Anlassen der Restaustenit aufgelöst und Karbide ausgeschieden werden. Dies führte im Vergleich zu nicht angelassenen Proben zu vergleichbaren bis zu besseren Dehnungswerten trotz der starken Karbidausscheidung auf den Grenzflächen der bainitischen Platten. Jedoch waren die Festigkeitskennwerte der angelassenen Proben geringer, genauso wie es beim Anlassen von gehärteten Martensit auftritt. Sie vermuteten, dass durch das Anlassen der Kohlenstoff abgebaut wurde, der vorher zur Mischkristallverfestigung im bainitischen Ferrit vorlag. Zusätzlich wurde eine Erholung der Struktur angenommen. Jedoch trat keine signifikante Vergrößerung der bainitischen Platten auf. Der Beitrag der Karbide an der Streckgrenze war gering. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der angelassenen Proben zeigten einen scharfen Übergang vom elastisch zum elastisch-plastischem Verformungsbereich im Vergleich zu den Kurven der nicht angelassenen Proben. Dieser scharfe Übergang äußerten sich durch ein Abknicken der Spannungs-Dehnungs-Kurven der angelassenen Proben im Gegensatz zu dem kontinuierlichen Verlauf der nicht angelassenen Proben. In den Untersuchungen von Hu et al. [Hu14] zeigte sich ebenfalls nach Anlassbehandlungen ein Ausscheiden von Karbiden. Es wurden zwei super-bainitische Stähle, die aus bainitischem Ferrit und Restaustenit bestanden, auf ihr jeweiliges Anlassverhalten in einem Temperaturbereich von 400 - 700 °C mit Anlasszeiten von 2 und 8 h untersucht. Hierbei zeigte sich, dass trotz eines hohen Siliziumgehaltes von ca. 1,60 Gew.% Karbide beim Anlassen ausgeschieden

wurden, wenn die Temperatur und die Zeiten ausreichend hoch gewählt werden (hier $T > 400\text{ °C}$ und $t > 8\text{ h}$). Bei einer Anlassbehandlung bei 500 °C für 2 Stunden zerfällt der Restaustenit in feine Karbidpartikel sowie Ferrit. Beim weiteren Anstieg der Anlasstemperatur wurde der Volumenanteil sowie die Größe der Karbide angehoben. Bei einer Temperatur von 700 °C bei Haltezeiten von 2 und 8 h zeigte sich eine vollständige Erholung der ferritischen Korngrenzen sowie eine weitere Vergrößerung und Einförmigkeit der Karbide. Der Restaustenitgehalt fiel mit steigender Anlasstemperatur deutlich ab. Auch die Härte fiel bei höheren Anlasstemperaturen (ab ca. 500 °C) signifikant ab. Dies wurde durch die Autoren anhand der Vergrößerung des bainitischen Ferrits sowie der Vergrößerung der Karbide erklärt. Auch bei Untersuchungen von Cruz et al. [Cru14] konnte aufgezeigt werden, dass beim Anlassen von einem karbidfreien bainitischen Stahl, der durch isotherme Umwandlung eingestellt wurde, bei 450 °C für 30 Minuten Zementit aus dem Austenit ausgeschieden wird. Hierdurch sinkt die Restaustenitstabilität und die Gefahr der Bildung von spröden Martensit beim Abkühlen auf Raumtemperatur steigt an. Weiterhin zeigte sich, dass eher die blockartigen Restaustenitpartikel zerfallen, als die filmartigen. Grund hierfür ist der höhere Kohlenstoffgehalt in den filmartigen Restaustenitbereichen im Vergleich zu den Restaustenitblöcken. Höhere Bruchdehnungswerte konnten bei den angelassenen Proben im Vergleich zu den nicht angelassenen Proben ermittelt werden. Dies führen die Autoren auf die Anlasstemperatur bzw. auf den Abbau von Versetzungen zurück. Zusätzlich geben die Autoren als Begründung den Anstieg der mittleren freien Versetzungswege an, die während des Zugversuches auftreten. Ebenso wird in den Untersuchungen ersichtlich, dass die Zähigkeit durch den Restaustenitgehalt beeinflusst wird. Denn die angelassenen Proben zeigten geringere Kerbschlagarbeiten bei Raumtemperatur als die nicht angelassenen Proben. Der Restaustenit zerfällt bei der Anlassbehandlung und steht so nicht mehr als weiche Phase im Gefüge zur Verfügung. Anstelle dessen treten harte Karbide sowie harter, spröder Martensit auf.

4.8 Mechanische Eigenschaften traditioneller Schmiedestähle

In der Literatur lassen sich die mechanischen Eigenschaften von einigen traditionellen Schmiedestähle finden [Keu11a][IGF13]. In der **Tabelle 4.4** sind die statischen Eigenschaften aufgelistet. Für die statischen Eigenschaften sind die Streckgrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Bruchdehnung A_5 sowie die Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur K_V aufgelistet. Die Proben aus den Werkstoffen 18MnVS5, 30MnVS6+Ti und 38MnB5 für die Zug- und Kerbschlagversuche wurden aus Achsschenkeln entnommen. Die Achsschenkel wurden in Serienfertigung hergestellt. Die Achsschenkel aus dem AFP-Stahl 18MnVS5 und dem AFP-M-Stahl 30MnVS6+Ti wurden direkt aus der Schmiedehitze kontrolliert abgekühlt. Die Achsschenkel aus dem Vergütungsstahl 38MnB5 erfuhren nach dem Schmieden eine Vergütungsbehandlung (gehärtet + angelassen). Die Proben aus dem HDB-Werkstoff wurden aus Common Rails einer Serienfertigung entnommen. Die Common Rails wurden direkt aus der Schmiedehitze auf die isotherme Umwandlungstemperatur von 450 °C an bewegter Luft abgekühlt. Anschließend wurden die Bauteile in einer Box abgelegt. In der Box war die Temperaturabnahme minimal, da sich die noch heißen Bauteile

gegenseitig wieder erwärmt. So entstand eine quasi-isotherme Haltestufe und eine deutlich verlangsamte Abkühlung bis auf Raumtemperatur.

Tabelle 4.4: Statische Eigenschaften der in der Literatur aufgeführten traditionellen Schmiedestähle [Keul11a][IGF13]

| Material | $R_{p0,2}$ [MPa] | R_m [MPa] | A_5 [%] | K_V bei Raumtemperatur [J] |
|------------|---------------------|----------------|--------------|------------------------------------|
| 18MnVS5 | 545 | 730 | 19 | 24 |
| 30MnVS6+Ti | 617 | 890 | 14 | 12 |
| 38MnB5 | 757 | 852 | 18 | 61 |
| HDB | 776 | 1284 | 16 | 33 |

Des Weiteren sind in **Tabelle 4.5** die zügigen Dehngrenze sowie die zyklischen Dehngrenzen der Versuche unter konstanten und variablen Amplituden für den 18MnVS5-,30MnVS6+Ti- sowie für den 38MnB5-Stahl zu sehen. Die zügige Dehngrenze wurde anhand der zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve bzw. der Erstbelastungskurve des Incremental Step Tests ermittelt. Die zyklische Dehngrenze unter variablen Amplituden wurde mittels der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Incremental Step Tests und die zyklische Dehngrenze unter konstanten Amplituden aus dem dehnungsgeregelten Wöhlerversuch bestimmt. Die Proben für die zyklischen Untersuchungen der drei verschiedenen Stähle wurden aus den gleichen Achsschenkeln entnommen, wie die Proben für die Prüfung der statischen Eigenschaften.

Tabelle 4.5: Zügige sowie zyklische Dehngrenzen der zyklischen Versuche unter konstanten und variablen Amplituden der in der Literatur aufgeführten traditionellen Schmiedestähle [IGF13]

| Material | zügige Dehngrenze [MPa] | zyklische Dehngrenze konstante Amplituden [MPa] | zyklische Dehngrenze variable Amplituden [MPa] |
|------------|----------------------------|---|--|
| 18MnVS5 | 552 | 613 | 617 |
| 30MnVS6+Ti | 634 | 662 | 664 |
| 38MnB5 | 724 | 530 | 485 |

Der Vergleich der statischen sowie zyklischen Eigenschaften dieser Stähle mit den in der vorliegenden Arbeit untersuchten Stähle wird im Diskussionsteil vorgenommen.

4.9 Grundlagen der Betriebsfestigkeit

4.9.1 Definition der Betriebsfestigkeit

Die Betriebsfestigkeit hat zum Ziel, dass ein Werkstoff unter Berücksichtigung der vorliegenden Bauteilgeometrie, der Betriebsbelastung und der Fertigungsverfahren optimal im Sinne

eines Leichtbaus für eine definierte Bauteillebensdauer ausgenutzt wird. Ernst Gaßner definierte den Begriff Betriebsfestigkeit, als er Untersuchungen zum Verhalten von Werkstoffen für den Flugzeugbau unter zeitlich veränderlichen, also variablen, Belastungsamplituden durchführte [Gaß39]. Er berücksichtigte nicht nur das zyklische Werkstoffverhalten unter einstufigen Belastungen, wie August Wöhler [Woe70] und Wilhelm August Julius Albert [Alb37], sondern nahm auch die Beanspruchung sowie Beanspruchbarkeit durch Messungen von zyklischen Betriebslasten und die Prüfung von Werkstoffen sowie Bauteilen unter solchen Betriebslasten mit in seine Betrachtung. Nach dem heutigen Verständnis der Betriebsfestigkeit müssen neben den reinen Betriebslasten auch Aspekte wie Sonder-, Missbrauchs- und Kriechbelastungen sowie Verschleiß bei der betriebsfesten Bemessung von Bauteilen berücksichtigt werden (**Abbildung 4.16**). Hierzu wird eine umfangreiche Übersicht bezüglich des Stands der Technik in [Bux92][See96][Gud99][So05a][Hai06][Rad07] gegeben. Es existieren mittlerweile zahlreiche Regelwerke für eine Abschätzung der Beanspruchbarkeit von Bauteilen und Werkstoffen [Hue81][FKM12][GL10][Gud99][Ber13], welche von quasistatischen Werkstoffkennwerten (Zugversuch) ausgehen. Des Weiteren wird die Beanspruchbarkeit anhand weiterer Parameter ermittelt, wie der Oberflächenrauigkeit, den Kerben, den Fertigungsverfahren oder den Werkstoffungenen. Jedoch kann auf einen experimentellen Nachweis nicht verzichtet werden. Hierbei werden Wöhlerlinien unter konstanter Belastungsamplituden oder Gaßnerlinien unter variablen, sich ändernden Betriebsbelastungsamplituden bestimmt. Über Bemessungskonzepte (Nennspannungs- oder Kerbgrundkonzept) werden diese ermittelten Daten auf ein Bauteil übertragen, falls nicht schon direkt Bauteilversuche unter anwendungsspezifischen Belastungen durchgeführt werden können.

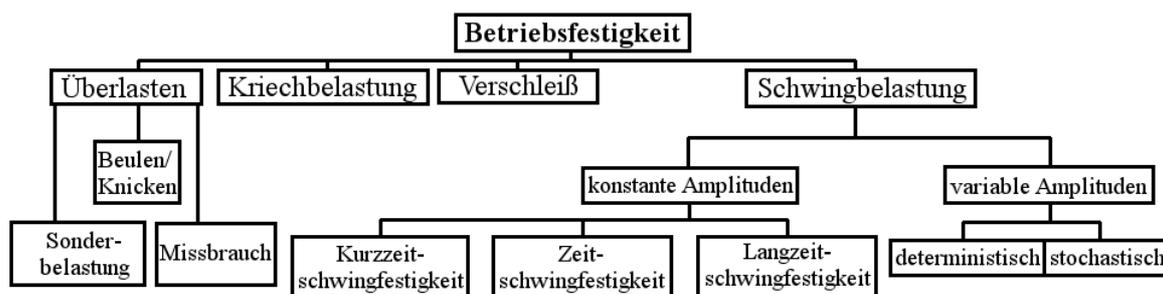


Abbildung 4.16: Einteilung der Betriebsfestigkeit nach [Son08]

4.9.2 Grundbegriffe der zyklischen Werkstoffprüfung

In der zerstörenden Werkstoffprüfung wird zwischen der (quasi-) statischen oder auch zügigen Prüfung (Zugversuch) [DIN09b], der Zähigkeitsprüfung (Kerbschlagbiegeversuch) [DIN11] und der zyklischen Prüfung [DIN15] unterschieden. Werkstoffe oder Bauteile werden bei der zyklischen Prüfung unter verschiedenen Belastungssituationen, wie Axial-, Biege- oder Torsionsbelastung und deren Kombinationen, ein- oder multiaxial (das heißt Kombination von z.B. mehreren gleichzeitigen und auch phasenverschobenen Belastungen) bei einer konstanten oder variablen

Lastamplitude getestet. Hierbei stellt die Spannungsamplitude σ_a die wichtigste Kenngröße dar. Sie beschreibt zusammen mit dem Spannungsverhältnis R oder der Mittelspannung σ_m die von außen aufgeprägte Belastung eindeutig. Weitere entscheidende Größen der zyklischen Prüfung sind die Schwingbreite $\Delta\sigma$, die Oberspannung σ_o , die Unterspannung σ_u , die Prüffrequenz f sowie die Periode/Schwingspiel T .

Hierbei ergibt sich die Spannungsamplitude aus:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad (4.4)$$

die Schwingbreite aus:

$$\Delta\sigma = 2 \cdot \sigma_a \quad (4.5)$$

die Mittelspannung aus:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (4.6)$$

und das Spannungsverhältnis R aus:

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (4.7)$$

Des Weiteren gibt das Spannungsverhältnis an, ob die Belastung im Druckschwellbereich ($+1 \leq R < +\infty$), im Wechselbereich ($-\infty \leq R < 0$) oder im Zugschwellbereich ($0 \leq R < +1$) liegt. Die anderen Kenngrößen sind in **Abbildung 4.17** grafisch dargestellt.

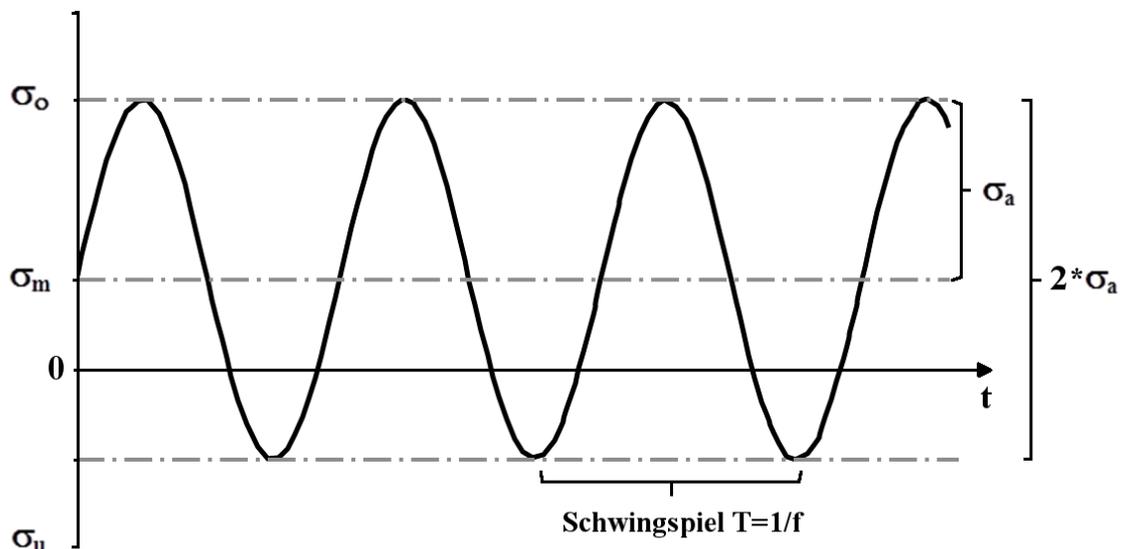


Abbildung 4.17: Kennzeichnung von Schwingspielen mit den wichtigsten Kenngrößen

Die genannten Bezeichnungen gelten für die Spannungsbelastung, für die kraftkontrollierten (F) sowie für weg- (s) oder dehnungskontrollierten (ε) Belastungen und Momente (M_b ; τ). Weiterhin sind die Bezeichnungen bei den Wöhlerlinien ebenfalls für die Gaßnerlinien gültig, wobei die Kennzeichnung der variablen Belastung aus dem Gaßnerversuch zusätzlich mithilfe eines Querstrichs bei jeder Größe durchgeführt wird, also \bar{R} sowie $\bar{\sigma}_a$ und so weiter. Bei dem dehnungskontrollierten Belastungsfall werden die werkstoffabhängigen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen

zur Ermittlung des zyklischen Werkstoffverhaltens sowie zur Bestimmung von elastischen und plastischen Dehnungsanteil ausgewertet. Neben den bereits erwähnten Begriffen treten bei den Spannungs-Dehnungs-Hysteresen noch die Begriffe Dehnung ε , Dehnungsamplitude ε_a , Mitteldehnung ε_m , elastische Dehnung ε_0 , plastische Dehnung ε_p und totale Dehnung ε_t auf. Eine schematische Darstellung einer solchen Spannungs-Dehnungs-Hysterese ist in **Abbildung 4.18** zu finden.

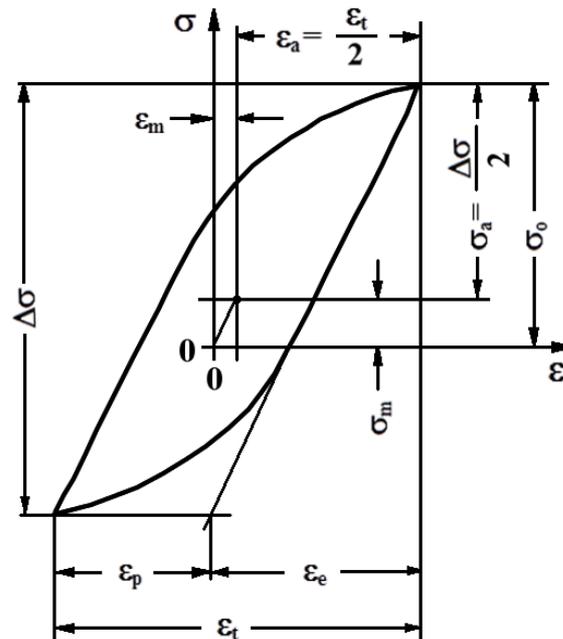


Abbildung 4.18: Kenngrößen der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen nach [Hai06]

Eine Reihe von Größen wirken auf die Schwingfestigkeit ein, die bei der Bemessung von Bauteilen zu berücksichtigen sind. Zu den Parametern, die einen wesentlichen Einfluss auf die Höhe der Schwingfestigkeit haben, zählen die Mittelspannungs- und Kerbempfindlichkeit, der Größeneinfluss, die Korrosion, die Betriebstemperatur, das Oberflächenverfestigungsverfahren und die Eigenspannungen.

4.9.3 Experimentelle Bestimmung der Schwingfestigkeit

Die Beanspruchbarkeit von Bauteilen und Schwingproben wird mit Hilfe von Wöhlerversuchen unter konstanter Belastungsamplitude und Gaßnerversuchen unter variablen Belastungsamplituden zum direkten Nachweis der Betriebsfestigkeit ermittelt. Das Prüfergebnis wird in Form von Wöhler- und Gaßnerlinien visualisiert.

4.9.3.1 Wöhlerversuche - kraftgeregelt

Als Wöhlerversuch wird eine zyklische Prüfung von Werkstoffen und Bauteilen bezeichnet, bei der eine einstufige Belastung aufgebracht wird. Das Ergebnis dieser Prüfung wird in einem doppeltlogarithmischen Diagramm als Wöhlerlinie dargestellt. Die Wöhlerversuche können für unterschiedliche Werkstoffe, Randbehandlungszustände und bei verschiedenen Mittellasten sowie Umgebungsbedingungen durchgeführt werden. Der Wöhlerversuch wird bis zu einer definierten Grenzwahrschwingspielzahl N_G oder bis zum Versagen der Schwingprobe durchgeführt. Als Versagenkriterium kann hierbei der technische Anriss oder der Probenbruch angenommen werden. Bei metallischen Werkstoffen wird typischerweise eine Grenzwahrschwingspielzahl für die Wöhlerversuche von $N_G=1 \cdot 10^7$ angewendet. In **Abbildung 4.19** ist eine Wöhlerlinie schematisch dargestellt. Hierbei repräsentiert K den Lebensdauerbereich der Kurzzeitfestigkeit, Z den Lebensdauerbereich der Zeitfestigkeit und L den Bereich der Langzeitfestigkeit. Weiterhin ist k die Neigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich, k' die Neigung der Wöhlerlinie im Langzeitfestigkeitsbereich, N die Lebensdauer in Schwingspielen, N_k die Schwingspielzahl am Abknickpunkt der Wöhlerlinie von der Zeitfestigkeit in die Langzeitfestigkeit und $\sigma_{a,K}$ die Spannungsamplitude am Abknickpunkt.

Die Kurzzeitschwingsfestigkeit liegt im Bereich $N < 5 \cdot 10^4$ Schwingspiele, an den sich der Bereich der Zeitschwingsfestigkeit anschließt mit $5 \cdot 10^4 < N < N_k$ bei $\sim 2 \cdot 10^6 - 1 \cdot 10^7$ (Abknickpunkt). Der Bereich der Langzeitschwingsfestigkeit schließt mit $N < N_k$ die Bereiche der Wöhlerlinie ab [Son10].

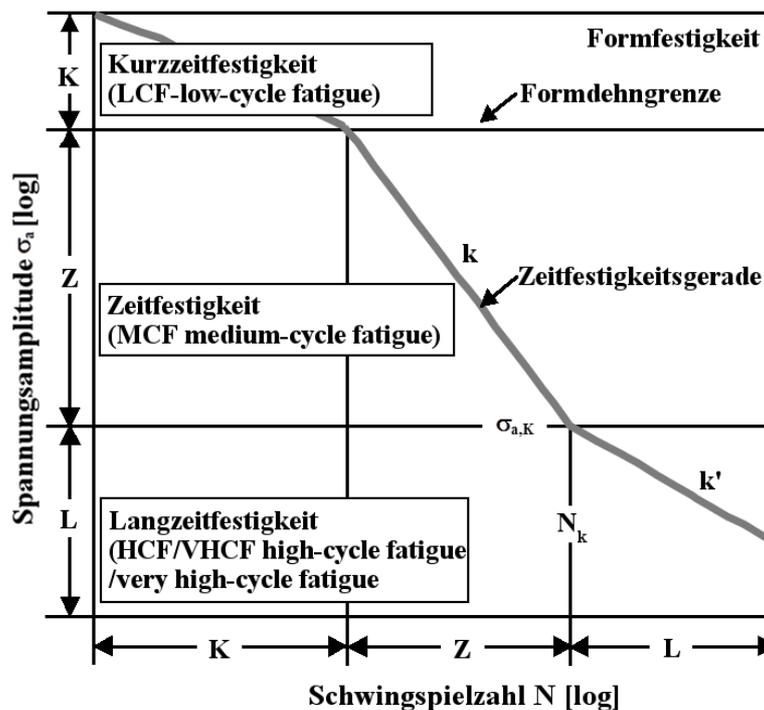


Abbildung 4.19: Kennwerte der Wöhlerlinie nach [Hai06]

Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit weist der Werkstoff im Vergleich zum Bereich der Zeitfestigkeit unter zyklischer Belastung höhere plastische als elastische Verformungsanteile auf. Weiterhin ist die Neigung im Kurzzeitfestigkeitsbereich deutlich geringer als die Neigung im Bereich der Zeitfestigkeit. Beide Neigungen hängen von dem elastisch-plastischen Verhalten des Werkstoffes bzw. dem zyklischen Spannungs-Dehnungsverhalten und der Stützwirkung ab. Kleinste Spannungsänderungen bewirken bei hohen Totaldehnungen hohe Dehnungsänderungen und so signifikante Änderungen bezüglich der Lebensdauer. Die Wöhlerlinie wird in technischen Regelwerken, welche sich mit der Bestimmung der Wöhlerlinienverläufe anhand von quasistatischen Materialkennwerten beschäftigen, abhängig von der Streckgrenze $R_{p0,2}$ [GL10] oder abhängig von der Zugfestigkeit R_m [Gud99] nach oben hin begrenzt. Der Bereich der Zeitfestigkeit wird durch eine elastisch-plastische Beanspruchung im Kerbgrund gekennzeichnet und wird mit dem Abknickpunkt zum Bereich der Langzeitfestigkeit abgeschlossen.

Die allgemeine Beschreibung der Wöhlerlinie in ihren unterschiedlichen Schwingspielzahlbereichen erfolgt über:

$$N = N_i \cdot \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_a}\right)^{-k} \quad (4.8)$$

Diese Gleichung, welche auf [Bas10] zurückgeht, gilt nach der ursprünglichen Definition nur für den Bereich der Zeitfestigkeit, wobei k die Neigung allgemein bezeichnet und entsprechend durch k' für den Bereich der Langzeitfestigkeit ersetzt wird. Hierbei ergibt sich die Neigung k durch:

$$k = \tan \alpha = \left(\frac{\lg N_2 - \lg N_1}{\lg \sigma_2 - \lg \sigma_1}\right) \quad (4.9)$$

Zur Ermittlung der Schwingfestigkeit werden die zyklischen Prüfungen spannungs- bzw. kraft- oder dehnungskontrolliert sowie nach unterschiedlichen Konzepten durchgeführt. So können die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden, der Abknickpunkt, die Schwingfestigkeit bei vorgegebener Lebensdauer im Bereich der Langzeitfestigkeit sowie das Streumaß bestimmt werden. Dieses Streumaß wird aus der Standardabweichung der Versuchsergebnisse bei Vorliegen einer logarithmischen Normalverteilung in Last- oder Lebensdauerrichtung berechnet nach:

$$s_\sigma = 0,39 \cdot \lg\left(\frac{1}{T_\sigma}\right) \quad (4.10)$$

Hierbei kann T_σ in T_N mit Hilfe der Neigung k wie folgt umgerechnet werden:

$$T_\sigma = (T_N)^{\frac{1}{k}} \quad (4.11)$$

Die Versuchsdurchführung zur Bestimmung sowie zur statistische Auswertung der Wöhlerlinien erfolgt nach verschiedenen Konzepten für die Bereiche der Zeit- und Langzeitfestigkeiten [Mas15][DIN00]. Horizonten- und Perlschnurverfahren werden im Zeitfestigkeitsbereich angewendet. Hierbei gibt das Perlschnurverfahren im Gegensatz zum Horizontverfahren keine Informationen zur Streuung der Ergebnisse auf den unterschiedlichen Prüfhorizonten an. Bei einer vorgegebenen Lebensdauer ist bei der Ermittlung der Schwingfestigkeit das Treppenstufenverfahren mit der Auswertung nach Hück [Hue83] zu bevorzugen [DIN15]. Das Probit- und das Ab-

grenzungsverfahren beinhalten einen wesentlich höheren Versuchsumfang, wobei dies nicht mit einem signifikant höheren Erkenntnisgewinn verbunden ist. Dabei wird stets von einer logarithmischen Normalverteilung der Versuchsergebnisse ausgegangen. Genauere Beschreibungen und Diskussionen zu diesen Verfahren sind in der Literatur zu finden [Mau99][Hai06][Rad07][Mue15]. Je nach angestrebter Aussage sind aufgrund des kleinen Stichprobenumfangs andere Verfahren anzuwenden.

4.9.3.2 Wöhlerversuche - dehnungsgeregelt

Bei den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen gibt es signifikante Unterschiede bei der Durchführung und Auswertung im Vergleich zu den spannungsgeregelten Wöhlerversuchen. Die Belastung der Proben erfolgt über eine Dehnungsregelung mittels Extensometer. Die Dehnung ε , die Kraft F und die Schwingspiele bis zum technischen Anriss N werden gemessen. Die Erfassung des unterschiedlichen Werkstoffverhaltens im Bereiche der Kurzzeitfestigkeit (elastisch-plastisch) sowie ab dem Beginn der Zeitfestigkeit (makroskopisch elastisch) begründet diesen Versuchsablauf. Als Ergebnisse werden zyklische Spannung-Dehnungs-Kurven nach [Ram43] sowie auf Coffin, Manson, Baquin und Morrow basierende Dehnungswöhlerlinien ermittelt [Cof54][Man65][Mor65][Bas10]. Mit Hilfe dieser Kurven bzw. der Kennwerte dieser Kurven wird das zyklische Werkstoffverhalten des geprüften Werkstoffs charakterisiert. Des Weiteren können diese Daten als Eingangparameter für einen Bauteilfestigkeitsnachweis mit Hilfe numerischer Methoden verwendet werden. In der Regel wird die Prüfung unter Wechselbelastung ($R = -1$) durchgeführt.

Nach Ramberg-Osgood setzt sich die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve aus der Summe der elastischen Dehnungsanteile $\varepsilon_{a,e}$ und plastischen Dehnungsanteile $\varepsilon_{a,p}$ der Totaldehnung $\varepsilon_{a,t}$ wie folgt zusammen:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{K'}{E}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4.12)$$

E stellt den Elastizitätsmodul, K' den zyklischen Verfestigungskoeffizient und n' den zyklischen Verfestigungsexponent dar. Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse für die Spannungs-Dehnungs-Kurve wird erst der elastische Dehnungsanteil $\varepsilon_{a,e}$ als Quotient von Spannungsamplitude σ_a zu Elastizitätsmodul E bestimmt. Der plastische Dehnungsanteil $\varepsilon_{a,p}$ wird durch die Differenz von Totaldehnung $\varepsilon_{a,t}$ und $\varepsilon_{a,e}$ berechnet. Zur Bestimmung der Parameter K' und n' wird die Spannungsamplitude σ_a über den plastischen Dehnungsanteil in einer doppeltlogarithmischen Auftragung dargestellt. In dieser Darstellung stellt K' den Spannungswert bei 100 % plastischer Dehnung dar und n' wird durch eine lineare Regression als Steigung ermittelt. Diese Ermittlung von K' und n' sind in **Abbildung 4.20** grafisch dargestellt.

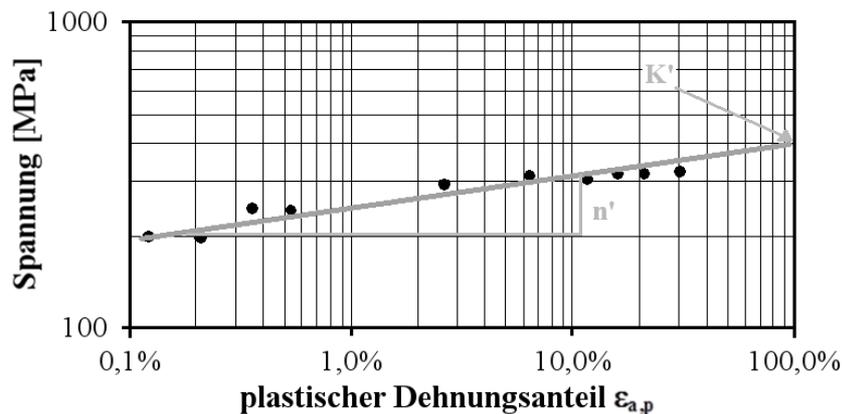


Abbildung 4.20: Bestimmung von K' und n'

In **Abbildung 4.21** sind beispielhaft eine zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve sowie die Erstbelastungskurve schematisch dargestellt. Die Erstbelastungskurve wird auch als zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve bezeichnet und beim Versuch mit der höchsten Totaldehnung bestimmt. Anhand dieser vergleichenden Ergebnisdarstellung kann auf das Werkstoffverhalten geschlossen werden. Das heißt ob ein Werkstoff unter zyklischer Belastung verfestigt, entfestigt oder sich neutral verhält. In **Abbildung 4.21** ist eine zyklische Verfestigung dargestellt, da die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve über der Erstbelastung bzw. der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt. Bei gegenläufigen Lagen der Kurven liegt eine zyklische Entfestigung vor. Wenn beide Kurven genau aufeinander liegen, spricht dies für ein neutrales Werkstoffverhalten unter zyklischer Belastung.

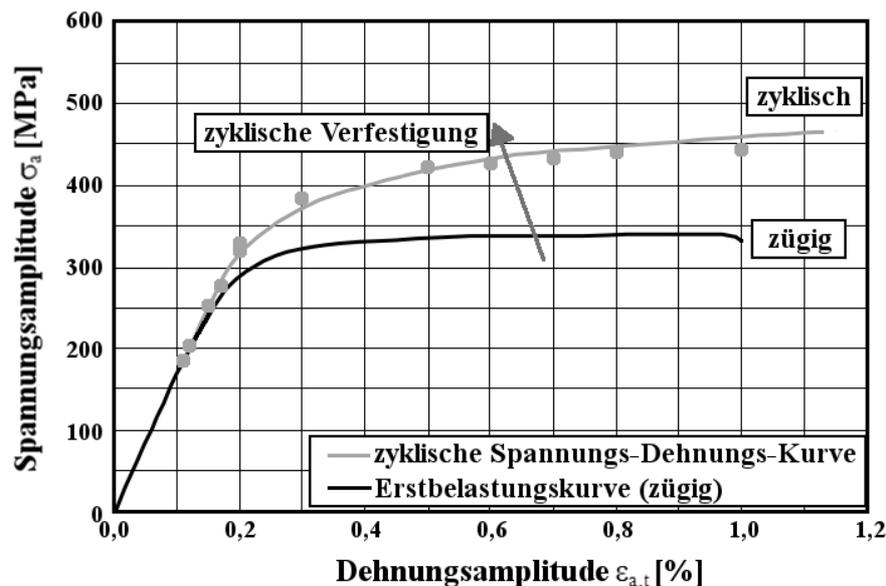


Abbildung 4.21: Vergleich einer zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und der Erstbelastungskurve bzw. zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve, schematisch

Bei der Bestimmung der Dehnungswöhlerlinie wird ebenfalls zwischen einem plastischen und einem elastischen Dehnungsanteil unterscheiden. Die Formel lautet hierbei wie folgt:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2 \cdot N_i)^b + \varepsilon'_f \cdot (2 \cdot N_i)^c \quad (4.13)$$

Hierbei stellt σ'_f den zyklischen Spannungskoeffizienten, ε'_f den zyklischen Dehnungskoeffizienten, b den zyklischen Spannungsexponenten und c den zyklischen Dehnungsexponenten dar. In einer doppeltlogarithmischen Darstellung bildet sowohl der elastische Dehnungsanteil als auch der plastische Dehnungsanteil jeweils in Abhängigkeit zur Lebensdauer eine Gerade, deren Aufsummierung die (Gesamt-) Dehnungswöhlerlinie ergibt (**Abbildung 4.22**) [Cof54][Man65][Mor65][Bas10].

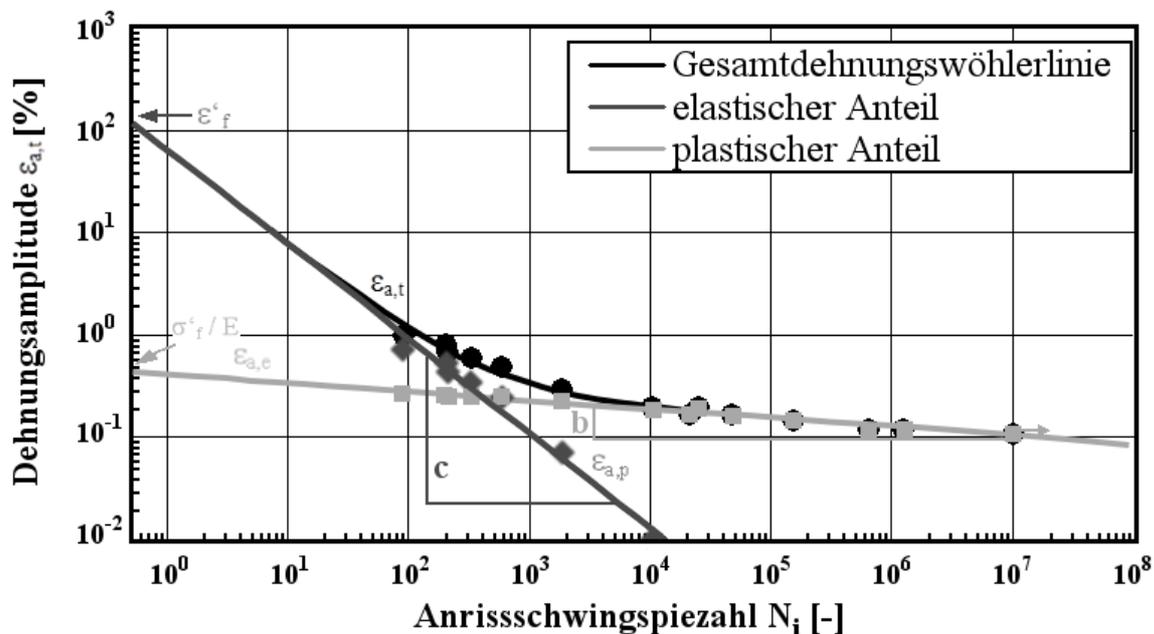


Abbildung 4.22: Darstellung der elastischen, plastischen und der summierten Dehnungswöhlerlinie

Die Parameter K' und n' der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve können auch auf der Basis der Parameter der Dehnungswöhlerlinie, wenn die Kompatibilitätsbedingungen erfüllt sind, wie folgt ermittelt werden:

$$K' = \frac{\sigma'_f}{(\varepsilon'_f)^{n'}} \quad (4.14)$$

$$n' = \frac{b}{c} \quad (4.15)$$

Eine detaillierte Herleitung der Beziehungen ist in [Nie08] zu finden.

Richtlinien legen die Durchführung der dehnungsgeregelten Versuche fest, wobei hier etwa die Prüffrequenz in Abhängigkeit der Dehnungsamplitude vorgegeben ist. Das Vorgehen der Prüfung erfolgt für metallische Werkstoffe meist in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfbatt 1240

[SEP06]. Bei einer ausreichenden Anzahl von Versuchspunkten erfolgt die statistische Auswertung der dehnungsgeregelten Versuche analog zu den kraftgeregelten Wöhlerversuchen.

Um im Vergleich zu den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen in kürzerer Zeit Informationen zum zyklischen Spannungs-Dehnungsverhalten eines Werkstoffes zu erhalten, kann der Incremental-Step-Test (IST) angewendet werden [Lan69]. Diese Prüfungsmethode basiert auf der Belastung der Proben mit variablen Dehnungsamplituden unter Wechselbelastung ($R = -1$). Der Amplitudenverlauf beginnt hierbei mit dem Anstieg auf die maximale Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,max}$, so dass die Erstbelastungskurve bzw. zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve aufgenommen werden kann. Daraufaufgehend werden die weiteren Belastungen kontinuierliche um ein festgelegtes Inkrement verkleinert und anschließend wieder vergrößert, so dass „auf“ und „ab“ Halbblocke entstehen. Man spricht beim Verringern der Amplitude vom „Einwickeln“ und beim Erhöhen vom „Auswickeln“. Dieser Belastungsablauf ist in **Abbildung 4.23** schematisch dargestellt.

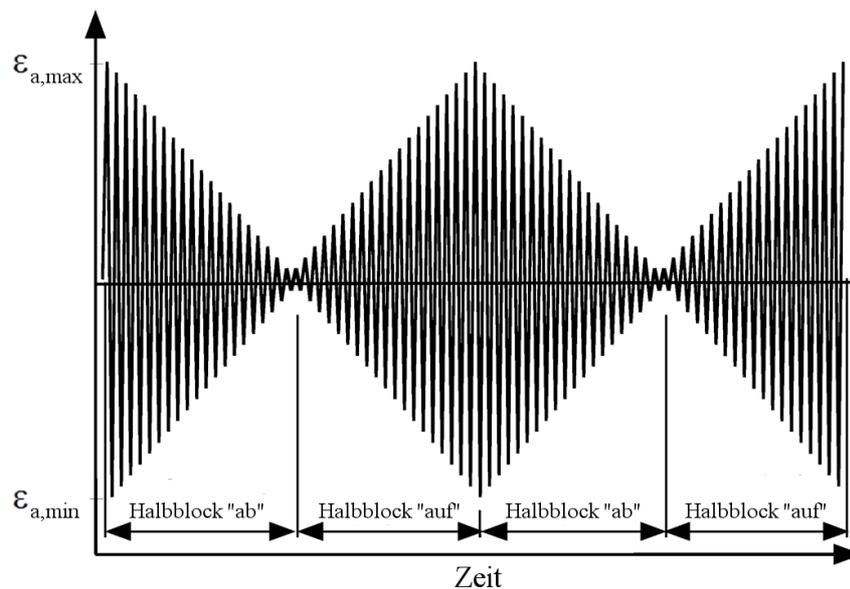


Abbildung 4.23: Belastungsverlauf beim Incremental Step Test nach [Lan69]

Vorteil des Incremental-Step-Test ist, dass nur mit Prüfung einer Werkstoffprobe das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten abgeschätzt werden kann. Die Berechnung der Parameter K' und n' erfolgt wie für die Dehnungswöhlerlinien. In den Untersuchungen von Wagener [Wag07] wird anhand von vergleichenden Untersuchungen zu dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen für einige Aluminium- und Stahlwerkstoffen die Anwendbarkeit sowie Aussagekraft des Incremental Step Test gezeigt. Weiterhin zeigen diese Untersuchungen von Wagener, dass der Incremental Step Test das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten unter variablen Amplituden (Gäßnerversuchen) im Vergleich zu den Kennwerten der Dehnungswöhlerversuchen besser charakterisiert.

4.9.3.3 Gaßnerversuche

In den 1930er Jahren entdeckte Ernst Gaßner, dass die Höhe und die Häufigkeit der auftretenden Belastungsamplituden einen entscheidenden Einfluss auf die Lebensdauer haben. Bei seinen Untersuchungen führte er Schwingfestigkeitsversuche unter standardisierten Blockprogrammen durch. Diese Blockprogramme repräsentieren die wechselnde Belastungsamplituden wie im Betrieb und so die realen Bauteillebensdauern [Gaß39]. Mittlerweile können durch variable Amplitudenversuche, welche die Blockprogrammversuche ersetzt haben, Werkstoffproben und Bauteile direkt unter realen Belastungsbedingungen geprüft werden [Hai06]. Diese dehnungs- oder spannungsgeregelten Versuche werden als Gaßnerversuche bezeichnet und deren Ergebnisse werden, genau wie die Ergebnisse der Wöhlerversuche, in ein doppeltlogarithmisches Diagramm als Gaßnerlinie eingetragen. Zur Versuchsdurchführung und Auswertung kommen dieselben Methoden zur Anwendung, wie sie bei den Wöhlerversuchen beschrieben wurden. Die variablen Lastzeitreihen oder Lastkollektive, welche zur Prüfung herangezogen werden, basieren auf durch Zählverfahren aufbereiteten Lastmessungen an Realbauteilen. Hierbei werden die Zählverfahren zwischen einparametrischen (z. B. Klassengrenzenüberschreitungs- oder Bereichspaarzählung) und zweiparametrischen Zählverfahren (z.B. Rainflow-Klassierung) unterschieden. Eine Übersicht über Zählverfahren und Ermittlung von Belastungskollektiven kann in der Literatur gefunden werden [Bux92][Gud99][Hai06][Rad07][Koe12]. Die Kollektive, die dem Gaßnerversuch zu Grunde liegen, werden durch den Formfaktor v , dem Kollektivhöchstwert (Maximallast), dem Lastverhältnis \bar{R} (Verhältnis größten zum kleinsten Wert des Kollektivs) und dem Kollektivumfang H_0 beschrieben [Bux92][Hai06]. Je mehr die Kollektivform in eine rechteckige Form übergeht, desto näher kommt das Gesamtkollektiv dem Wöhlerversuch. In **Abbildung 4.24** sind Beispiele für unterschiedliche Kollektivformen gezeigt. In der Abbildung sind auch der Kollektivumfang H_0 in Form der Summenhäufigkeit H , der Quotient der Nennspannungsamplitude σ_a und dem Kollektivhöchstwert $\bar{\sigma}_a$ sowie der Kollektivformparameter eingetragen. Die Berechnung des Kollektivs H unter Verwendung von v erfolgt über:

$$H = H_0^{1 - \left(\frac{\sigma_a}{\bar{\sigma}_a}\right)^v} \quad (4.16)$$

Hierbei liegt bei $v=1$ eine Geradenkollektiv, bei $v=2$ ein Gaußkollektiv und bei $v=\infty$ ein Rechteckkollektiv, also der Wöhlerversuch, vor.

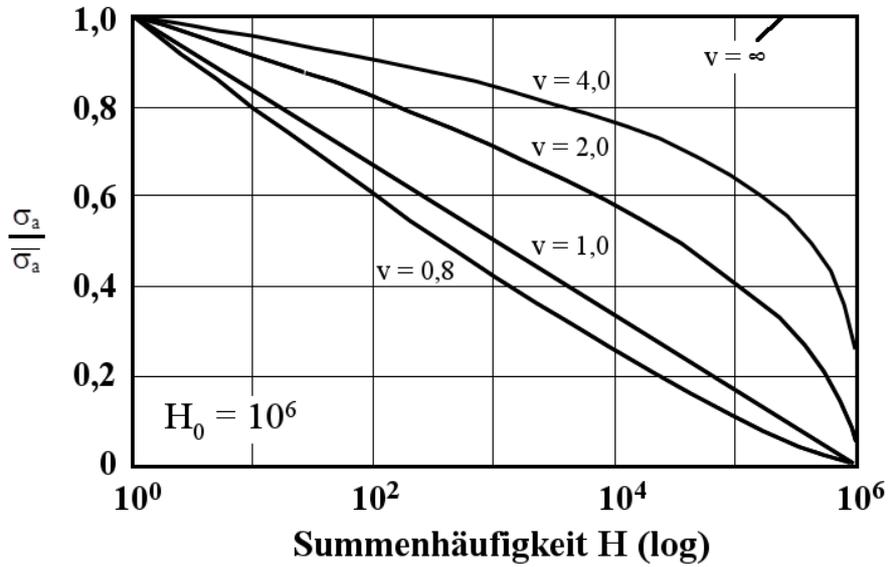


Abbildung 4.24: Kollektivformen und Formparameter (bezogene Kollektive) nach [Bux92][Zen00]

Die Kollektivform hat einen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer eines Bauteils, wie in **Abbildung 4.25** zu sehen. In diesem Bild sind die Ergebnisse der zyklischen Prüfung an Spurstangen zu sehen, wobei ein Wöhler- und zwei Gaßnersversuche mit unterschiedlichen Kollektivformen durchgeführt wurden. Je geringer der Anteil an hohen Belastungsamplituden in der Belastungsteilfolge ist (Normalverteilung bzw. Geradlinienverteilung) desto höher ist die ertragbare Schwingfestigkeit. Dies hat zur Folge, dass der lasttragende Bauteilquerschnitt verringert und so Gewicht eingespart werden kann [Son08].

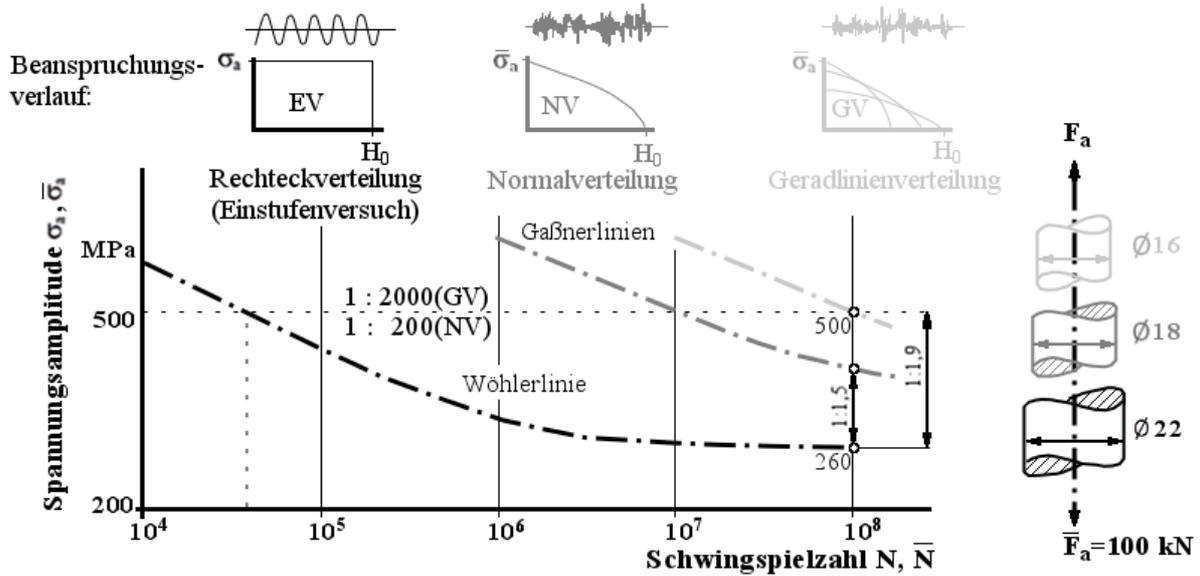


Abbildung 4.25: Einfluss der Kollektivform auf die Lebensdauer [Son08]

5 Experimentelle Durchführung

5.1 Material

Der Stahl TRIP1 wurde mit dem Ziel entwickelt, dass eine bainitische Mikrostruktur gebildet wird. Die Primärphase dieser bainitischen Mikrostruktur soll aus bainitischem Ferrit und die Sekundärphase bevorzugt aus Restaustenit bestehen. Der Stahl wurde im Labormaßstab als Vakuumschmelze mit einem Gewicht von ca. 80 kg als Blockguß (vierkant; 140 mm x 140 mm x 525 mm, H x B x T) hergestellt. Anschließend wurde der Block in der SPSC (Semi-Production-Simulation-Center) zur Zerstörung der Gußstruktur und Homogenisierung des Gefüges zu zwei Knüppeln mit den jeweiligen Maßen 60 mm x 60 mm x 1000 mm (H x B x T) umgeformt.

Ein mittlerer Kohlenstoffgehalt von 0,181 Gew.% wurde eingestellt. Der Mangangehalt von 2,50 Gew.% wurde legiert, um die Restaustenitstabilität zu steigern, da Mangan ein Austenitbildner/Austenitstabilisator ist [And56]. Silizium wurde in Höhe von ca. 1 Gew.% hinzu legiert, da ab Si-Gehalten von ca. 1 Gew.% die Zementitbildung in der bainitischen Struktur unterdrückt und bevorzugt Restaustenit als Sekundärphase im Bainit ausgebildet wird [Bha79][Jac99][Wan00][Bha01]. Bor wurde mit ca. 0,0018 Gew.% zu legiert, um die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen zu Ferrit/Perlit zu längeren Zeiten zu verschieben [Zhu11]. Damit das Bor nicht als Bornitrid ausgeschieden wird und in Lösung verbleibt, wurde Titan in Höhe von ca. 0,033 Gew.% zulegiert. Der Stickstoff soll so in Form von Titanitriden (TiN) bzw. Titancarbonitriden (Ti(C,N)) abgebunden werden [Kuh02]. Der Stahl TRIP2 wurde auf Grundlage des TRIP1-Stahls im Industriemaßstab als Vakuumschmelze mit einem Gewicht von 2,8 t als Blockguß (achtkant; \varnothing 700 mm x 1510 mm) erschmolzen. Dieser Block wurde einerseits zu Stangenmaterial mit \varnothing 65 mm sowie einer Länge von 6000 mm und andererseits zu Knüppelabschnitte (vierkant; 130 mm x 130 mm x 100 mm, H x B x T) umgeformt. Die Knüppelabschnitte wurden diagonal getrennt (dreieckig; 130 mm x 130 mm x 184 mm; H x B x D; Länge 100 mm). Die Endumformtemperatur lag jeweils bei ca. 900 °C und nach den Umformungen erfolgte jeweils eine Abkühlung an ruhender Luft bis Raumtemperatur.

Der 42CrMo4-Vergütungsstahl wurde als Referenzwerkstoff im vergüteten Zustand in Form von Knüppelabschnitten (vierkant; 130 mm x 130 mm x 100 mm, H x B x T), welche ebenfalls diagonal getrennt wurden (dreieckig; 130 mm x 130 mm x 184 mm; H x B x D; Länge 100 mm), durch die Industrie bereitgestellt. Der genaue Ablauf der Vergütung dieses Referenzwerkstoffes wird in **Kapitel 5.4** näher beschrieben. Die jeweiligen chemischen Zusammensetzungen vom TRIP1- und TRIP2-Stahl sowie vom 42CrMo4-Vergütungsstahl sind in **Tabelle 5.1** dargestellt.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzung der Materialien TRIP1, TRIP2 sowie des Referenzstahls 42CrMo4 (in Gew.%)

| Stahl | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Al | Cu | N | B | Ti |
|---------|-------|------|------|-------|-------|------|-------|------|-------|------|--------|--------|-------|
| TRIP1 | 0,181 | 0,97 | 2,50 | 0,008 | 0,017 | 0,20 | 0,096 | 0,21 | 0,010 | 0,21 | 0,0069 | 0,0018 | 0,032 |
| TRIP2 | 0,183 | 0,97 | 2,39 | 0,012 | 0,018 | 0,25 | 0,090 | 0,19 | 0,020 | 0,21 | 0,0084 | 0,0018 | 0,033 |
| 42CrMo4 | 0,440 | 0,30 | 0,80 | 0,015 | 0,022 | 1,15 | 0,188 | 0,08 | k.A. | 0,02 | k.A. | k.A. | k.A. |

k.A.=keine Angaben vom Lieferanten

5.2 Umwandlungsverhaltensmessung mittels (Umform-)Dilatometrie

Die Dilatometrie ist aufgrund der hohen Präzision und relativ einfachen Durchführung eine gängige und am häufigsten verwendete Methode zur Messung des Phasenumwandlungsverhaltens von Stahl. Das Phasenumwandlungsverhalten wird anhand der Längenänderung bzw. des Volumensprungs der Probe gemessen, der bei der Umwandlung vom γ -Gefüge (kubisch-flächenzentrierte Kristallstruktur) in α -Gefüge (kubisch-raumzentrierte Kristallstrukturen) auftritt. Die metallischen Probenkörper werden induktiv erwärmt und können gezielt variablen Zeit-Temperaturzyklen unterworfen werden. So werden meist Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Schaubild) und Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (UZTU-Schaubildern) aufgenommen sowie komplexe thermomechanische Behandlungen simuliert. Die Vorbereitung, Durchführung und Auswertung der dilatometrischen Versuche erfolgt nach dem Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1681 [SEP 98]. Die auftretende Längenänderung wird über das Längenänderungsmesssystem, welches aus induktiven Wegaufnehmern besteht, ermittelt und eine Kraftmessdose wird für Umformversuche verwendet. Die Kraftmessdose regelt gezielt den einzustellenden Umformgrad sowie die Umformgeschwindigkeit. Des Weiteren kann die Versuchskammer evakuiert werden, so dass Versuche unter Vakuum oder unter Schutzatmosphäre (Argon, Stickstoff, Helium) gefahren werden können. In dieser Arbeit wurde das Dilatometer Dil805 A/D der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH zur Ermittlung des Umwandlungsverhaltens verwendet, dessen schematischer Aufbau in **Abbildung 5.1** dargestellt ist.

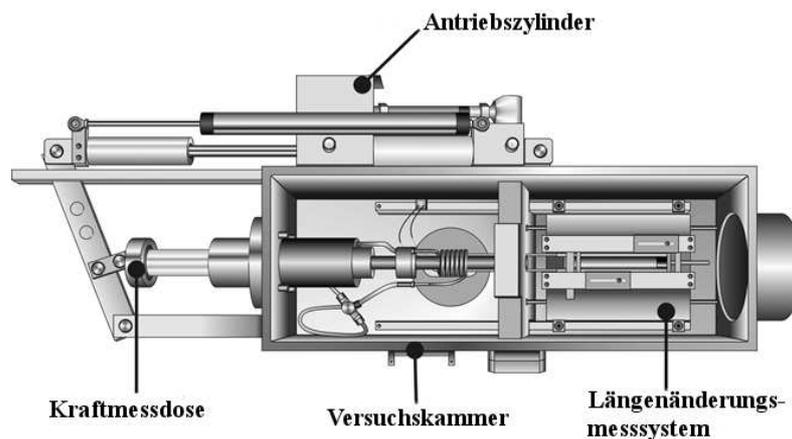


Abbildung 5.1: Aufbau des verwendeten Dilatometers Dil805 A/D der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH

Der detaillierte Aufbau der Induktionsspule sowie des Umformmodus des Umformdilatometers ist in **Abbildung 5.2** zu sehen. Die Induktionsspule ist doppelt gewickelt, wobei die äußere Wicklung zur Wasserkühlung und die innere Wicklung zum Aufblasen des Abschreckgases verwendet wird. Die Probe ist zwischen den Umformstempeln positioniert und zwei Schubstangen können zur Differenzmessung der Längenänderungsmessung der Probe verwendet werden.

Mittels eines aufgeschweißten Thermoelements wird die Temperatur in der Probe geregelt.

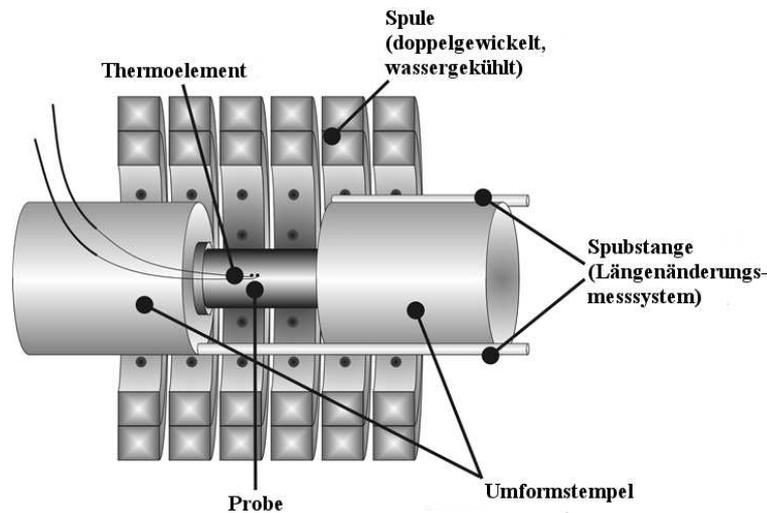
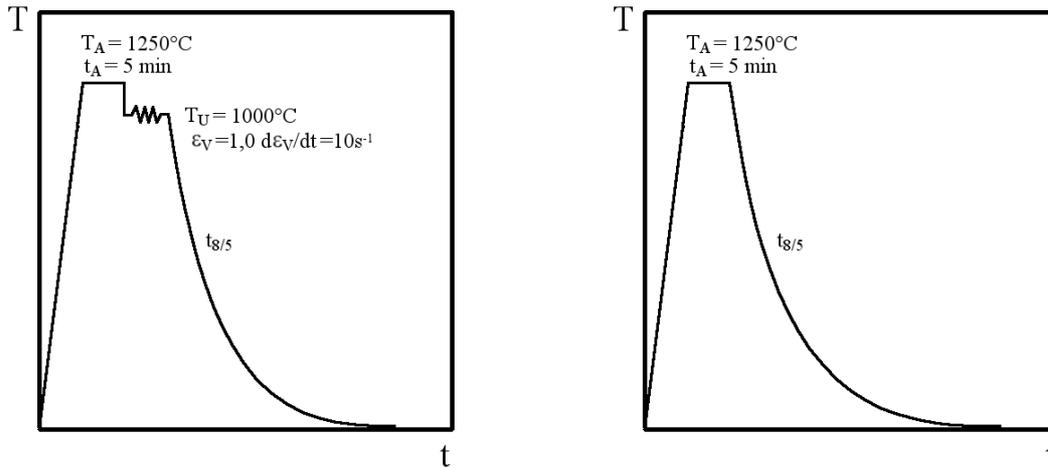
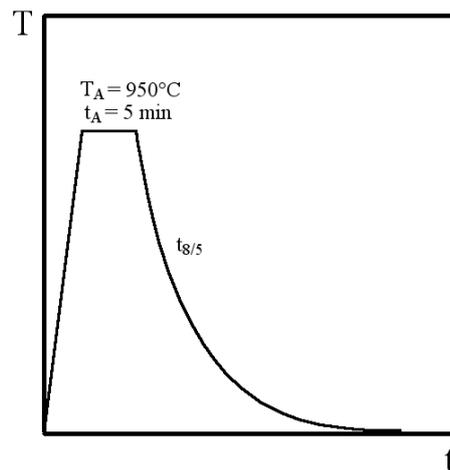


Abbildung 5.2: Aufbau der Induktionsspule sowie des Umformmoduls des Umformdilatometers

Abbildung 5.3 zeigt die Zeit-Temperatur-(Umform)Zyklen für die Analyse der ehemaligen Austenitkorngrößen nach variierten Austenitkonditionierungen. Die Korngrößen wurden nach einer Austenitisierung bei der für industrielle Schmiedeprozesse typischen Vorwärmtemperatur von 1250 °C mit sowie ohne zusätzlicher Umformung bei 1000 °C ermittelt. Die Umformtemperatur wurde anhand der üblichen Schmiedeendtemperatur ausgewählt. Zusätzlich wurde die Korngröße nach einer Austenitisierung bei 950 °C bestimmt. Grund hierfür war die Ermittlung von Austenitisierungsbedingungen, die eine vergleichbare Korngröße zu derjenigen nach einem Schmiedeprozess einstellen. Dadurch sollte eine simple Vorbereitung von Probenmaterial für weitere Untersuchungen gewährleistet werden. Für die Versuche mit Umformung wurden zylindrische Proben (5 mm x 10 mm, \varnothing x T) verwendet, die zur Minimierung der Reibung mit Rastegaev-Schmieraschen versehen waren. Diese Schmieraschen wurden mit einem der Umformtemperatur entsprechenden Glaspulver gefüllt.



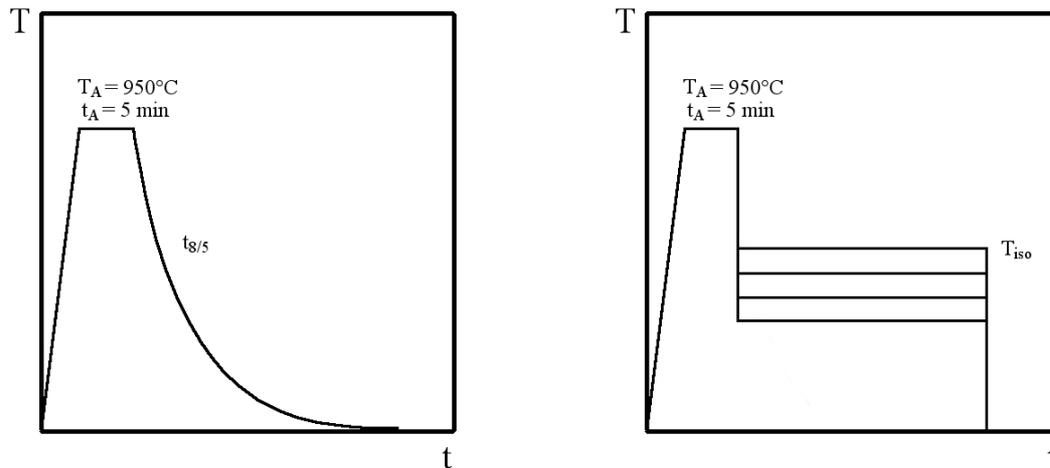
(a) Zyklus mit hoher Austenitisierungstemperatur und Umformung (b) Zyklus mit hoher Austenitisierungstemperatur ohne Umformung



(c) Zyklus mit niedriger Austenitisierungstemperatur ohne Umformung

Abbildung 5.3: Temperatur-Zeit-Zyklen zur Ermittlung der Korngrößen nach variierten Austenitkonditionierungen, schematisch

Zur Aufnahme von kontinuierlichen und isothermen ZTU-Schaubildern, bei deren Aufnahme das Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1680 [SEP 90] beachtet werden muss, werden die in **Abbildung 5.4a** dargestellten Zyklen angewendet. Nach dem Austenitisieren, in dieser Arbeit bei 950 °C für 5 Minuten, erfolgt für die kontinuierlichen Schaubilder die Abkühlung mit unterschiedlichen exponentiellen Geschwindigkeiten. Für die isothermen Umwandlungsschaubilder erfolgt nach der Austenitisierung ein Abschrecken auf verschiedene isotherme Umwandlungstemperaturen (T_{iso}), in dieser Arbeit im Bereich der bainitischen Umwandlung. Diese Temperaturen werden jeweils bis zum Ende der Phasenumwandlung konstant gehalten. Zur Aufnahme der Umwandlungsschaubilder werden Flachproben mit den Massen 7,0 mm x 4,0 mm x 1,3 mm (H x B x T) verwendet.



(a) Zyklus für kontinuierliche ZTU-Schaubilder (b) Zyklus für isotherme ZTU-Schaubilder

Abbildung 5.4: Temperatur-Zeit-Zyklen zur Aufnahme der kontinuierlichen und isothermen ZTU-Schaubilder, schematisch

5.3 Thermomechanical Treatment Simulator

Die Simulation realitätsnaher Wärmebehandlungen und Umformvorgänge kann neben dem Dilatometer auch mittels dem Thermomechanical Treatment Simulator (TTS 820) der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH durchgeführt werden. Die hierbei verwendeten Proben, auch Sekundärproben genannt, besitzen die Maße 60 mm x 20 mm x 20 mm (H x B x T) und werden wie bei der Dilatometrie einem gewünschten Temperatur-Zeit-Zyklus oder Temperatur-Umformprozesse unterworfen. Vorteil hierbei ist die mögliche Entnahme von Primärproben für die mechanischen Prüfung (z.B. Zug- oder Kerbschlagbiegeproben) im Anschluss an die Wärmebehandlung der Sekundärproben. So kann ein direkter Bezug zwischen der Wärmebehandlung und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften gezogen werden. Bei der Durchführung der Versuche werden die Sekundärproben auf zwei Stützen positioniert und mittels Hydraulikstempel fixiert. Die Erwärmung erfolgt induktiv mittels einer wassergekühlten Induktionsspule, deren Temperaturregelung anhand eines auf der Oberseite der Probe aufgeschweißten Thermoelements (Steuerthermoelement) erfolgt. Zusätzlich können bis zu vier weitere Thermoelemente zur Kontrolle der Temperaturverteilung beliebig an der Probe befestigt werden. Die Temperaturmessungen dieser zusätzlichen Thermoelemente werden ebenfalls mittels der TTS 820 aufgenommen. Die Erwärmung findet vor allem im mittleren Teil der Sekundärprobe statt, aus dem nachfolgend die Entnahme der Primärproben erfolgt. Eine gezielte Abkühlung der Sekundärprobe wird mittels vier Gasdüsenköpfen realisiert, die auf den Kernbereich der Probe ausgerichtet sind. Die Gasdüsenköpfe blasen Helium oder Argon auf die Probe. Für Umformprozesse werden die links und rechts angeordneten Wolframstempel verwendet. Diese Stempel fahren vor der Umformung an die Probe heran, beschleunigen, formen um und fahren abschließend in ihre Ausgangsposition zurück. Im Probenraum kann ein Vakuum erzeugt werden, so dass anschließend eine Flutung mit einem Schutzgas, z.B. Argon oder Helium, durchgeführt werden kann.

Temperatur-Umformprozesse wurden für diese Arbeit an dieser Anlage nicht durchgeführt, sondern die in **Kapitel 5.4** beschriebene kontinuierliche Abkühlung des TRIP1-Stahls realisiert. In **Abbildung 5.5** ist der Versuchsaufbau des TTS 820 im Flachstauchmodus zu sehen.

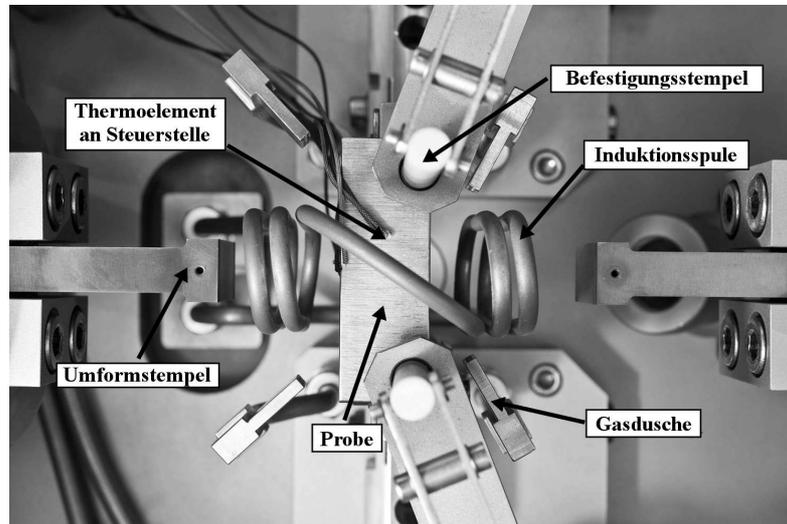


Abbildung 5.5: Flachstaucheinheit des Thermomechanical Treatment Simulators TTS 820 der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH

5.4 Prozessrouten

Es wurden Untersuchungen bezüglich der Prozessführung bzw. Abkühlstrategie an beiden TRIP-Stählen durchgeführt. Weiterhin wurde der Einfluss von Anlassbehandlungen, die sich an die optimale Abkühlstrategie anschließen, am TRIP2-Stahl näher analysiert. Der 42CrMo4-Stahl wurde im vergüteten Zustand als Referenz untersucht. Die verwendeten Zeit-Temperatur-Zyklen der verschiedenen untersuchten Prozesse sind im Folgenden beschrieben und dargestellt.

Abbildung 5.6 zeigt die Zeit-Temperatur-Zyklen für die Untersuchungen bezüglich der optimalen Prozessführung am TRIP1-Stahl. Insgesamt wurden 5 Wärmebehandlungszustände des TRIP1-Materials analysiert, die in **Tabelle 5.2** bezüglich verwendeter Zeiten, Temperaturen und Anlagen aufgelistet sind. Alle Zustände des TRIP1-Stahls haben eine Austenitisierung bei 950 °C für 5 Minuten gemein. Als Zustand „1“ wird eine kontrollierte kontinuierliche Abkühlung im Anschluss an das Austenitisieren und Abschrecken bis 500 °C bezeichnet. Die kontinuierliche Abkühlung wird durch die $t_{5/2}$ -Zeit von 48 Minuten kontrolliert durchgeführt. Da die bainitische Umwandlung in einem Temperaturbereich zwischen 500 °C und 200 °C stattfindet, muss zur Einstellung eines feinen und homogenen Gefüges kontrolliert durch diesen Bereich abgekühlt werden. Daher wird anstatt der sonst bei AFP-Stählen verwendeten $t_{8/5}$ -Zeit die $t_{5/2}$ -Zeit zur kontrollierten, kontinuierlichen Abkühlung verwendet. Die beschleunigte Abkühlung auf 500 °C wurde durchgeführt, da bis 500 °C ein umwandlungsträges Gebiet vorliegt und so keine Austenitfallreaktion abläuft. Dieser umwandlungsträge Bereich wird im Ergebnisteil anhand der kontinuierlichen ZTU-Schaubilder aufgezeigt. Die Glühbehandlungen der Proben für diesen Zu-

stand wurden in der TTS 820 durchgeführt. Bei den Zuständen „2“, „3“, „4“ und „5“ wird eine isotherme Umwandlung bei einer isothermen Umwandlungstemperatur (T_{iso}) von 375°C mit unterschiedlichen, isothermen Haltezeiten (t_{iso}) realisiert. Beim Zustand 2 wird eine isotherme Haltezeit von 15 Minuten, beim Zustand 3 von 60 Minuten, beim Zustand 4 von 120 Minuten und beim Zustand 5 von 240 Minuten angewendet. Diese Zustände wurden mit einem Abschrecken bis Raumtemperatur in Wasser abgeschlossen. Die isotherme Umwandlungstemperatur von 375°C wurde gewählt, da diese nahe der Martensitstarttemperatur lag. Eine isotherme Umwandlungstemperatur nahe bis knapp oberhalb der Martensitstarttemperatur führt aufgrund der Ausbildung einer feinen bainitischen Mikrostruktur zu exzellenten Kombinationen der mechanischen Eigenschaften [Keul12]. Die Wärmebehandlungen dieser Zustände wurden in Salzbadern durchgeführt.

Abbildung 5.7 zeigt die Zeit-Temperatur-Zyklen für die Untersuchungen bezüglich der Prozessführung und des Einflusses der sich an die optimale Abkühlstrategie anschließenden Anlassbehandlungen am Material TRIP2. Insgesamt wurden 6 Wärmebehandlungszustände des TRIP2-Materials analysiert, die in Tabelle 5.2 bezüglich verwendeter Zeiten, Temperaturen und Anlagen aufgelistet sind. Alle Zustände des TRIP2-Stahls haben, wie bei dem Material TRIP1, eine Austenitisierung bei 950°C für 5 Minuten gemein. Als Zustand „1“ wird eine natürliche Abkühlung an ruhender Luft nach Austenitisierung bezeichnet. Dieser Zustand bzw. diese unkontrollierte, kontinuierliche Abkühlung wurde in der Industrie auf einem ungewärmten Rost durchgeführt. Der Zustand „2“ beinhaltet eine isotherme Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten, die auf einem gewärmten Rost in der Industrie realisiert wurde. Nach der isothermen Umwandlung erfolgte ein Abschrecken unter Wasser bis Raumtemperatur. Bei den Zuständen 1 und 2 wurden die diagonal durchgesägten Knüppelabschnitte (dreieckig; $130\text{ mm} \times 130\text{ mm} \times 184\text{ mm}$; $H \times B \times D$; Länge 100 mm) des TRIP2-Materials wärmebehandelt. Die Zustände „3“, „4“, „5“ und „6“ haben eine isotherme Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten als optimale Abkühlstrategie gemeinsam. Der Unterschied zwischen den Zuständen besteht in den verwendeten Anlasstemperaturen (T_{Anlass}) und Anlasszeiten (t_{Anlass}) der nachgeschalteten Anlassbehandlungen. Beim Zustand 3 wurde als Anlassstemperatur 150°C und als Anlasszeit 60 Minuten angewendet. Beim Zustand 4 wurden 250°C und 60 Minuten, beim Zustand 5 350°C und 60 Minuten sowie für Zustand 6 520°C und 2400 Minuten als Parameter für die Anlassbehandlungen genutzt. Alle Anlassbehandlungen wurden mit einer Abkühlung bis Raumtemperatur an ruhender Luft abgeschlossen. Bei den Zuständen 3, 4, 5 und 6 wurden das Stangenmaterial ($\varnothing 65\text{ mm}$; Länge 6000 mm) des TRIP2-Stahls wärmebehandelt. Die Wärmebehandlungen dieser Zustände wurden in Salzbadern durchgeführt.

Abbildung 5.8 zeigt den Zeit-Temperatur-Zyklus des Vergütens des $42\text{CrMo}4$ -Stahls, der in Tabelle 5.2 als Zustand „vergütet“ bezeichnet und bezüglich verwendeter Zeiten, Temperaturen und Anlagen aufgelistet ist. Diese Wärmebehandlung beinhaltet ein Härten bei einer Härtetemperatur ($T_{\text{Härten}}$) von 880°C für eine Härtezeit ($t_{\text{Härten}}$) von 72 Minuten mit abschließendem Abschrecken bis Raumtemperatur in Öl. Daraufhin erfolgt ein Anlassen bei 560°C für 167 Minuten mit abschließender Abkühlung bis Raumtemperatur an ruhender Luft. Dieser Vergütungsprozess wurde in der Industrie in einer Vergütungsanlage durchgeführt.

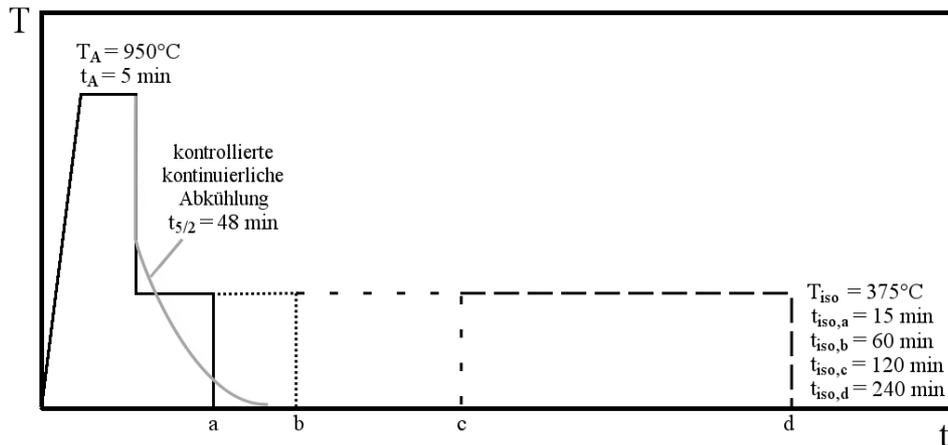


Abbildung 5.6: Temperatur-Zeit-Zyklus zur Untersuchung zur Abkühlstrategie am TRIP1-Stahl

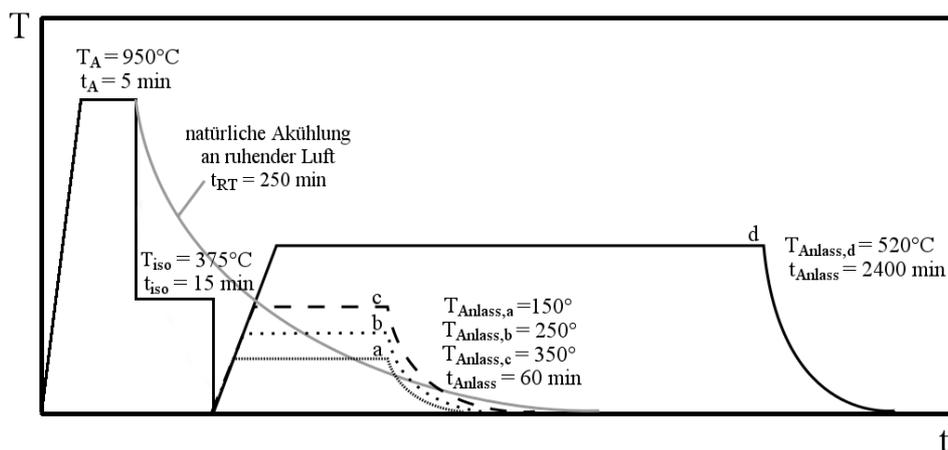


Abbildung 5.7: Temperatur-Zeit-Zyklus zur Untersuchung zur Prozessführung und zum Anlassverhalten am TRIP2-Stahl

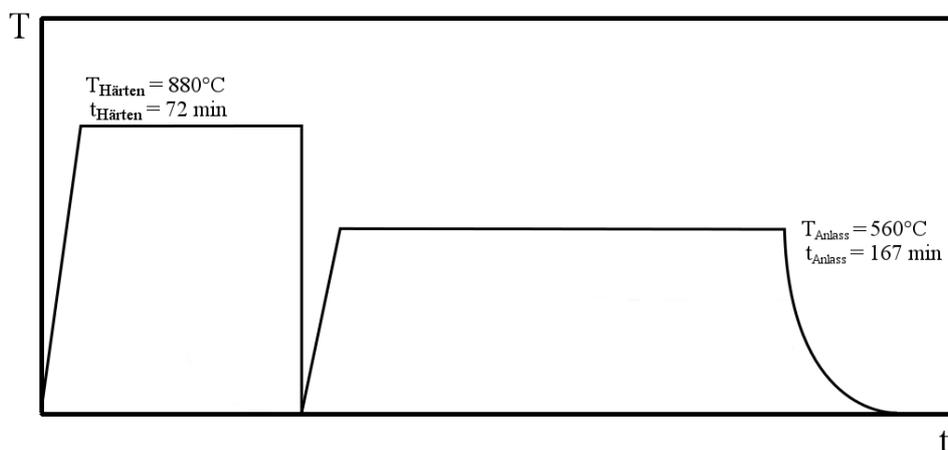


Abbildung 5.8: Temperatur-Zeit-Zyklus zur Untersuchung des vergüteten 42CrMo4-Stahls

Tabelle 5.2: Zustandsbeschreibung der analysierten Prozessrouten

| Material | Zustand | Prozessroute |
|----------|----------|---|
| TRIP1 | 1 | Kontrollierte kontinuierliche Abkühlung mit $t_{5/2}=48$ min in der TTS |
| | 2 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min in Salzbädern |
| | 3 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=60$ min in Salzbädern |
| | 4 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=120$ min in Salzbädern |
| | 5 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=240$ min in Salzbädern |
| TRIP2 | 1 | Natürliche Abkühlung an ruhender Luft auf Rost |
| | 2 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min auf gewärmtem Rost |
| | 3 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min und Anlassen bei $T_{\text{Anlass}}=150^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Anlass}}=60$ min in Salzbädern |
| | 4 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min und Anlassen bei $T_{\text{Anlass}}=250^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Anlass}}=60$ min in Salzbädern |
| | 5 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min und Anlassen bei $T_{\text{Anlass}}=350^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Anlass}}=60$ min in Salzbädern |
| | 6 | Isotherme Umwandlung bei $T_{\text{iso}}=375^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{iso}}=15$ min und Anlassen bei $T_{\text{Anlass}}=520^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Anlass}}=2400$ min in Salzbädern |
| 42CrMo4 | vergütet | Härten bei $T_{\text{Härten}}=880^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Härten}}=72$ min und Anlassen bei $T_{\text{Anlass}}=560^{\circ}\text{C}$ für $t_{\text{Anlass}}=167$ min in Vergütungsanlage |

5.5 Metallographie

Die metallographischen Untersuchungen beinhalten Aufnahmen mittels lichtoptischer Metallographie sowie Rasterelektronenmikroskopie. Die lichtoptischen Aufnahmen bilden größere Bereiche der Probe ab, anhand derer verschiedene Kennwerte der Mikrostrukturen ermittelt werden. Die rasterelektronischen Aufnahmen wurden zur detaillierten Charakterisierung der verschiedenen bainitischen Mikrostrukturen verwendet. Die hierfür verwendeten Ätz- sowie Analysemethoden sind im Folgenden näher beschrieben.

5.5.1 Lichtoptische Mikroskopie - LOM

Bei der lichtoptischen Mikroskopie (LOM) wird sichtbares Licht sowie ein Linsensystem zur Vergrößerung der Mikrostruktur verwendet. In dieser Arbeit wurde das Gerät des Typs Aristomet der Firma Leitz mit der Software AnalySIS5.0 von der Firma SIS verwendet. Die zu untersuchenden Proben wurden vor der jeweiligen Ätzung in Epoxidharz eingebettet und anschließend mit einer 120er bis 1200er Körnung geschliffen. Darauffolgend wurden die eingebetteten und geschliffenen Proben bis zu $1\ \mu\text{m}$ poliert.

Zur Gefügeidentifikation wurde eine Ätzung mittels Nitallösung durchgeführt. Die Nitallösung besteht aus 3 ml konzentrierter Nitalsäure und 97 ml Ethanol. Die Ätzungszeit betrug ca. 30 s bei Raumtemperatur. Diese Ätzung wird im Folgenden als Nitalätzung bezeichnet.

Zur Sichtbarmachung der ehemaligen Austenitkorn Grenzen wurde ein Ätzmittel bestehend aus 100 ml gesättigter wässriger Pikrinsäure sowie 10 ml Mirasol verwendet. Hierbei betrug die

Ätzungszeit ca. 3 min, wobei das Ätzmittel auf ca. 50 °C erwärmt war. Diese Ätzung wird im Folgenden als Pikrinätzung bezeichnet.

Zur Sichtbarmachung der kohlenstoffreichen Bestandteile wurde ein Ätzmittel bestehend aus 75 ml Wasser, 25 ml Natriumhydroxyd sowie 2 g trockene Pikrinsäure verwendet. Die Ätzungszeit lag bei ca. 20 min, wobei das Ätzmittel wiederum auf ca. 50 °C erwärmt war. Diese Ätzung wird im Folgenden als Natriumpikratätzung bezeichnet.

5.5.2 Rasterelektronenmikroskopie - REM

Die lichtoptische Mikroskopie stößt bei komplizierten sowie feinen strukturierten Gefüge, wie z. B. bainitischen Gefügen, an ihren Auflösungsgrenze. Daher wird anstelle der lichtoptischen Metallographie bei modernen mehrkomponentigen Stählen die Rasterelektronenmikroskopie (REM) verwendet, dessen Auflösungsgrenze um eine Zehnerpotenz höher liegt als die der Lichtmikroskopie. Die hoch aufgelösten Aufnahmen der Probenoberfläche mittels des Rasterelektronenmikroskops weisen eine dreidimensionale Erscheinung auf, wodurch eine genauere Charakterisierung der Gefüge möglich ist. Im Vergleich zur Lichtmikroskopie werden bei der Rasterelektronenmikroskopie zur Abbildung des Gefüges Elektronen verwendet.

Die Proben wurden für die REM-Aufnahmen geschliffen, poliert sowie in einer Nitallösung geätzt. Die REM-Aufnahmen wurden sowohl an dem Gerät Sigma der Firma Zeiss als auch im Gemeinschaftslabor für Mikroskopie (GFE) in Aachen an dem Gerät JSM 7000 F der Firma JOEL angefertigt.

5.5.3 Objektbasierte Bildanalyse

Die Lichtmikroskopie ist aufgrund ihrer Auflösungsgrenze nicht in der Lage, fein strukturierte, komplexe und mehrphasige Mikrostrukturen wie die des Bainits detailliert genug abzubilden, um eine Korrelation zwischen mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur zu erstellen. Daher existiert eine neue Analyseroutine auf Basis der „objektbasierten Bildanalyse“, welche als Input REM-Aufnahmen verwendet. Hierdurch besteht ein guter Kompromiss zwischen hoher Auflösung und geringem Zeitaufwand für die Abbildung von großen Probenbereichen. Das Softwarepaket eCognition Developer 8 der Definiens AG ist hierbei die Entwicklungs- und Anwendungsumgebung für die objektbasierte Bildanalyse. Anstelle von Bildpunkten stellen sogenannte „Bildobjekte“ die Basiseinheiten dar. „Bildobjekte“ sind miteinander verschmolzene Pixelgruppen, durch deren Verwendung zusätzlich zu Farb- und Positionsdaten der Pixel weitere Informationen, wie z.B. Geometrie und Kontext von Bildbestandteilen, für die Mikrostrukturanalyse zur Verfügung stehen. Das Standardverfahren bei der Anwendung der objektbasierten Bildanalyse besteht aus den folgenden Schritten:

- Basissegmentierung
- Basisklassifizierung

- Iteration der Schritte:
 - Verfeinerung der Strukturerkennung
 - Verfeinerung der Klassifizierung

Bei Anwendung des Standardverfahrens der objektbasierten Bildanalyse besteht jedoch die Gefahr der Fehlklassifizierungen des Gefüges aufgrund der großen und sehr komplexen Analyseroutinen. Diese Analyseroutinen sind im Vergleich zu kürzeren, weniger komplexe Analyseroutinen fehleranfälliger bzw. anfälliger zur Fehlerfortpflanzung. Daher wurde eine Neuformulierung der Strategie durchgeführt, bei der das Standardverfahren reduziert wurde. Die Neuformulierung beinhaltet folgende Schritte:

- erst Strukturerkennung (nahezu vollständig)
- dann Klassifizierung

Die Umsetzung dieser Strategie zur objektbasierten Bildanalyse erfolgt in zwei Schritten. Zuerst erkennt die Routine die Bildstrukturen und einzelnen Bestandteile innerhalb eines REM-Bildes, wobei Bildbereiche, die eine Einheit bilden (z.B. ein einzelnes Ferritkorn), „ausgeschnitten“ werden. Hierbei wird noch nicht zwischen den Identitäten (Klassen) der erkannten Bestandteilen unterschieden. Darauffolgend werden für die Mikrostrukturanalyse nur noch die „Bildobjekte“ herangezogen, die aus zusammengehörigen Pixelgruppen bestehen. Folgend werden sehr kleine Bildobjekte „zusammengeschmolzen“ und so die Struktur im analysierten Bild nach modelliert. Die Verschmelzung erfolgte hierbei anhand des Vergleiches der Helligkeitswerte an jeder Bildposition mit den Helligkeiten in 3 unterschiedlichen Umgebungen. So ist sowohl eine Unempfindlichkeit gegenüber Bildstörungen und variierenden Erscheinungsbildern als auch gute Ergebnisse bei sehr unterschiedlichen Größen der mikrostrukturellen Bestandteilen gegeben. Informationen zu Größe, Formen und Kontext können über die einzelnen erkannten mikrostrukturellen Bestandteilen („Bildobjekte“ besitzen eine Fläche) bereitgestellt werden. Weiterhin können Informationen zur Helligkeit für den zweiten Schritt der objektbasierten Bildanalyse (Klassifizierung) bestimmt und so der Schritt der Klassifizierung durchgeführt werden.

Für die Klassifizierung werden Wahrscheinlichkeitskurven für ausgewählte Objekteigenschaften erstellt. Hierbei werden einzelne repräsentative Objekteigenschaften als Beispiele für die zu unterscheidenden Klassen ausgewählt, die sogenannten Samples. Aus den Eigenschaftsverteilungen der Samples werden die Wahrscheinlichkeitskurven abgeleitet, wodurch eine Wahrscheinlichkeitsdatenbank aufgebaut wird. Anhand dieser Datenbank kann während der Analyse für jedes durch die Strukturerkennungsroutine erkannte Objekt eine Klassenzugehörigkeit bestimmt werden, nämlich diejenige mit der höchsten Wahrscheinlichkeit. Um Fehler aufgrund von überlappenden Wahrscheinlichkeiten auszuschließen, werden mehrere verschiedene Objekteigenschaften zur Klassenzuordnung herangezogen. So entsteht ein mehrdimensionaler Wahrscheinlichkeitsraum. Die Sammlung der Samples für den Aufbau einer Klassifizierungsroutine für eine Gefügeart wird in mehreren REM-Bildern durchgeführt. Bei der Analyse von Bainit wird zwischen „Bainitischem Ferrit“ und der kohlenstoffreichen bainitischen Zweitphase - z.B. „M/A-Bestandteile“ (Martensit/Austenit-Bestandteile) unterschieden.

Bei der Analyse weniger REM-Bilder mit 4000x Vergrößerung können große Mengen von analy-

sierten mikrostrukturellen Bestandteile entstehen (Anzahl 5- bis 6-stellig), wobei jeder Bestandteil seinen eigenen eigenschaftsbeschreibenden Datensatz beinhaltet. Aufgrund dieser großen Datenmenge bieten sich zum sinnvollen Vergleich Durchschnittswerte und Häufigkeitsverteilungen an [IGF14].

In dieser Arbeit wurden die Zustände 2 bis 5 des TRIP1-Materials mit Hilfe der objektbasierten Bildanalyse detaillierter untersucht. Hierbei wurden für diese Analysemethode je Zustand eine REM-Aufnahme mit 1000-facher, vier REM-Aufnahmen mit 4000-facher sowie zwei REM-Aufnahmen mit 8000-facher Vergrößerung verwendet.

5.6 Röntgendiffraktometrie - XRD

Zur weiteren mikrostrukturellen Untersuchung wurde die Röntgendiffraktometrie (XRD) verwendet. Für diese Methode wird Röntgenstrahlung verwendet, welche aus elektromagnetischen Wellen mit einer Wellenlänge im Bereich zwischen 10 und 10^3 nm besteht. Die Beugung der Röntgenstrahlung erfolgt nach der Bragg-Gleichung, welche ebenfalls für die Beugung von Elektronen und Neutronen gültig ist:

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad (5.1)$$

Hierbei steht λ für die Wellenlänge, d für den Netzebenenabstand, θ für den Einfallswinkel und n für die Ordnung der Beugung.

Wenn die Wellenlänge der Teilchen und die Atomabstände des Gitters, auf die die elektromagnetische Welle trifft, ähnliche Größenordnungen haben, treten entsprechend der Bragg-Gleichung Beugung und Interferenzerscheinungen auf. Bei bekanntem Einfallswinkel der Strahlung und bekannter Wellenlänge kann aus dem Beugungsbild auf die Struktur des bestrahlten Objektes geschlossen werden. Die Untersuchungen für die Röntgendiffraktometrie werden üblicherweise an einem Omega-2Theta-Goniometer durchgeführt. Die Röntgeneinheit ist bei diesem Gerät fest und die Probe wird mit konstanter Geschwindigkeit um eine Achse bewegt. Die gebeugte Strahlung, die auf dem Messkreis auftrifft, wird durch einen Detektor, der auf einem zweiten Kreis fährt, abgetastet. Die vom Detektor aufgenommenen Interferenzen werden in ein elektrisches Signal umgewandelt und computergestützt graphisch als sogenannte Diffraktogramme dargestellt. Die wichtigsten Daten, die aus diesen Diffraktogrammen abgelesen werden können, sind der Glanzwinkel (halber Winkel unter dem die maximale Interferenzintensität registriert wird), maximale Interferenzintensität und die Integralintensität (Fläche unter der Intensitätsverteilung abzüglich Untergrund). Mit Hilfe dieser Informationen können die Gitterparameter sowie deren Änderung, die Phasenzusammensetzung und die Ausscheidungs- sowie Versetzungsdichte des untersuchten Werkstoffes ermittelt werden. So können beispielsweise mit der Röntgendiffraktometrie die Gitterkonstante von Austenit sowie dessen Phasenanteil bestimmt werden.

Alle XRD-Messungen dieser Arbeit wurden am Institut für Metallkunde und Metallphysik (IMM) in Aachen am Gerät D8 Advance der Firma Bruker Analytical X-Ray Systems durchgeführt.

5.7 Mechanische Kennwertermittlung

5.7.1 Zugversuch

Der Zugversuch ist ein klassisches mechanisches Prüfverfahren, mit dessen ermittelten Kennwerten in den Bereichen Werkstoffentwicklung, Qualitätskontrolle und Bemessung statisch beanspruchter Bauteile gearbeitet wird. Der Zugversuch dient im Allgemeinen der Ermittlung des Werkstoffverhaltens bei stoßfrei aufgebracht, stetig anwachsenden, über den Querschnitt gleichmäßig verteilten Zugbeanspruchung. Das zu prüfende Material wird in Form eines Probenstabs oder Probenbleches in eine Zugprüfmaschine eingespannt, wobei der Probenstab einer langsamen und stetig steigenden Kraft oder Verformung bis zum Bruch unterworfen wird. Zuerst tritt hierbei eine elastische und darauffolgende eine plastische homogene Verformung auf. Zugversuche können sowohl bei Raumtemperatur als auch bei unterschiedlichen Temperaturen in einer Temperierkammer durchgeführt werden. Die Zugversuche und die Kennwertermittlungen erfolgen nach DIN EN ISO 6892-1 [DIN09b]. In dieser Arbeit die Zugversuche quasistatisch bei Raumtemperatur durchgeführt.

Für Zugversuche können sowohl Flachzugproben als auch Rundzugproben genutzt werden. Für die Zugversuche in dieser Arbeit wurden Rundzugproben verwendet, da dies auch die übliche Probenform in der Schmiedeindustrie darstellt. Als Rundzugproben werden Proportionalproben verwendet, die ein festes Verhältnis von Durchmesser d_0 zu Messlänge L_0 aufweisen. Dieses Verhältnis ist $L_0=5 \cdot d_0$, wodurch sich eine A_5 -Dehnung als Bruchdehnung ergibt. Die Fertigung der Rundzugproben erfolgte nach DIN EN ISO 50125 [DIN09a]. In **Abbildung 5.9** ist die Probengeometrie der verwendeten Rundzugproben mit Gewindeköpfen (Probenform B) dargestellt.

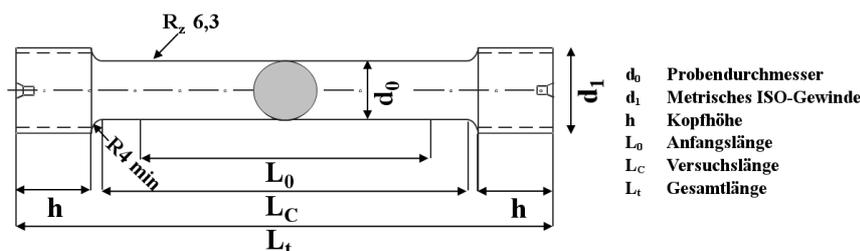


Abbildung 5.9: Rundzugproben mit Gewindeköpfen (Probenform B) [DIN09a]

5.7.2 Kerbschlagbiegeversuch

Zur Ermittlung von Zähigkeitseigenschaften wird am häufigsten der Kerbschlagbiegeversuch angewendet. Hierbei wird eine in der Mitte gekerbte Probe auf zwei Auflagern und gegen zwei Widerlager positioniert. Darauf folgend wird diese Probe mit einem Schlag durch einen Pendelhammer zerschlagen, wobei die verbrauchte Schlagarbeit gemessen und in Joule als Kerbschlagarbeit angegeben wird. Die Kerbschlagprobe kann vor dem eigentlichen Versuch beliebig temperiert werden. In **Abbildung 5.10** ist die schematische Darstellung eines Pendelschlagwerks

mit eingebauter Probe zu sehen. Dieses Prüfverfahren zur Ermittlung der Zähigkeitskennwerte wurde nach DIN EN ISO 148-1 [DIN11] bei Raumtemperatur durchgeführt.

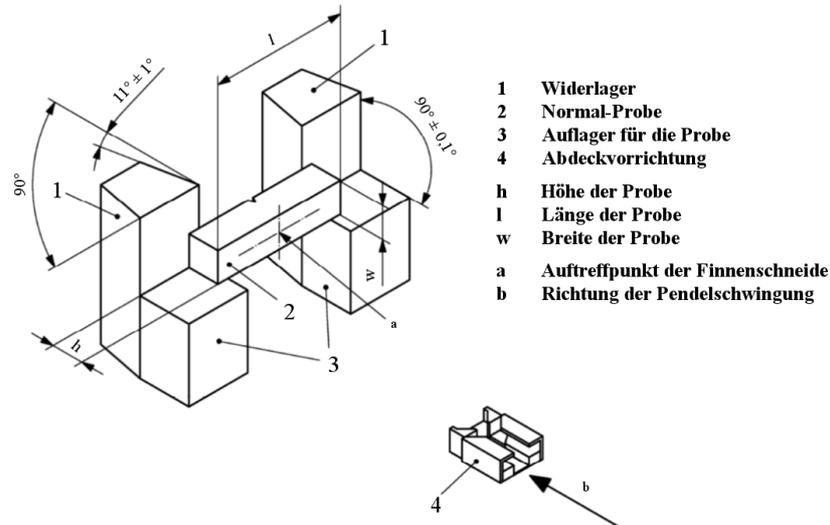


Abbildung 5.10: Anordnung der Auflager und Widerlager für ein Pendelschlagwerk [DIN11]

Zur Durchführung der Kerbschlagbiegeversuche sind in der Norm zwei Probenformen festgelegt, einerseits die Rundkerbe und andererseits die Spitzkerbe. In dieser Arbeit wurde die Spitzkerbe als Probengeometrie verwendet, welche auch als Charpy-V-Probe bezeichnet wird. Die Fertigung der Charpy-V-Proben erfolgte nach DIN EN ISO 148-1 [DIN11]. In **Abbildung 5.11** ist die Probengeometrie der verwendeten Charpy-V Proben dargestellt.

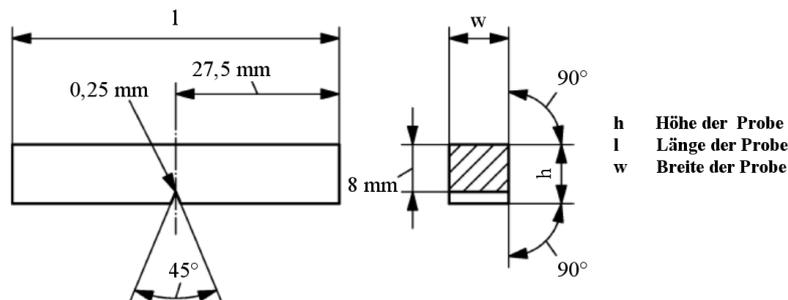


Abbildung 5.11: Probengeometrie für den Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy mit V-Kerb [DIN11]

5.7.3 Schwingfestigkeitsversuche

Die Schwingfestigkeit und das zyklische Werkstoffverhalten der verschiedenen Werkstoffe wurden in dehnungsgeregelten Incremental Step Tests (IST), in kraft- sowie dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen und in Gaßnerversuchen analysiert. Die Grundlagen zu diesen Untersuchungen

sind in **Kapitel 4.9** beschrieben. Der Incremental Step Test wurde zur Bestimmung des zyklischen Werkstoffverhaltens für alle Werkstoffe und Zustände bis auf den Zustand 4 vom TRIP1-Stahl sowie Zustand 6 vom TRIP2-Stahl durchgeführt. Zusätzlich wurden zur Beurteilung des zyklischen Werkstoffverhaltens dehnungsgeregelte Wöhlerversuche für den 42CrMo4-Stahl im vergüteten Zustand und für den TRIP2-Stahl im Zustand 2 durchgeführt. Mittels der kraftgeregelten Wöhlerversuche wurde die Schwingfestigkeit unter zyklischer Belastung mit konstanten Amplituden und mittels der Gaßnerversuche die Schwingfestigkeit unter zyklischer Belastung mit variablen Amplituden untersucht. Aus den einzelnen Versuchsergebnissen wurden anschließend Wöhler- bzw. Gaßnerlinien abgeleitet. Diese Wöhler- und Gaßnerversuche wurden für den Referenzwerkstoff 42CrMo4 im vergüteten Zustand sowie für den TRIP2-Stahl im Zustand 2 durchgeführt.

5.7.3.1 Incremental Step Test - IST

Anhand der verwendeten Belastungsverlauf (**Abbildung 4.23**) des Incremental Step Tests kann aus den Messwerten sowohl die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve als auch die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve, auch Erstbelastungskurve genannt, bestimmt werden. Zur Aufnahme der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve (Erstbelastungskurve) wird der Incremental Step Test mit der maximalen Dehnungsamplitude gestartet. Als technischer Anriss gilt, analog zu den Einstufenversuchen, der Block, bei dem die maximale Spannung um 10 % gegenüber dem stabilisierten Zustand abgefallen ist (**Abbildung 5.12**). Hier sind die Spannungen der Umkehrpunkte über die Versuchszeit dargestellt. Die Ableitung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve erfolgt bei halber Anrisschwingspielzahl. Aufgrund der Annahme, dass Mittelspannungen und -dehnungen vernachlässigbar klein sind, kann die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve anhand der Umkehrpunkte im ersten (Zugbereich) und dritten Quadranten (Druckbereich) der aufgenommenen Hysteresen (**Abbildung 5.13**) bestimmt werden. Hierfür werden die Umkehrpunkte der beiden Quadranten in ein σ_a - ε_a -Diagramm eingetragen und eine Ausgleichskurve durch diese σ_a - ε_a -Punkte gelegt (**Abbildung 5.14**). Diese Ausgleichskurve repräsentiert die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve. Durch die Auftragung und den Vergleich der Verläufe der zyklischen und der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurven in einem σ - ε -Diagramm werden Aussagen zum zyklischen Werkstoffverhalten ermöglicht. So liegt eine zyklische Entfestigung bei einem Werkstoff vor, wenn die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve über der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve verläuft. Ist jedoch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve über der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve positioniert, so tritt eine zyklische Verfestigung bei dem Werkstoff auf.

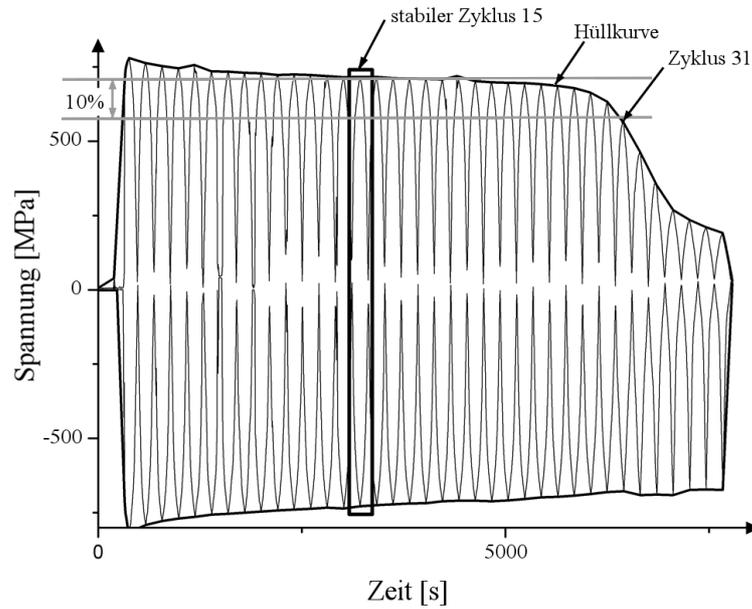


Abbildung 5.12: Wechselverformungskurve des Incremental Step Tests

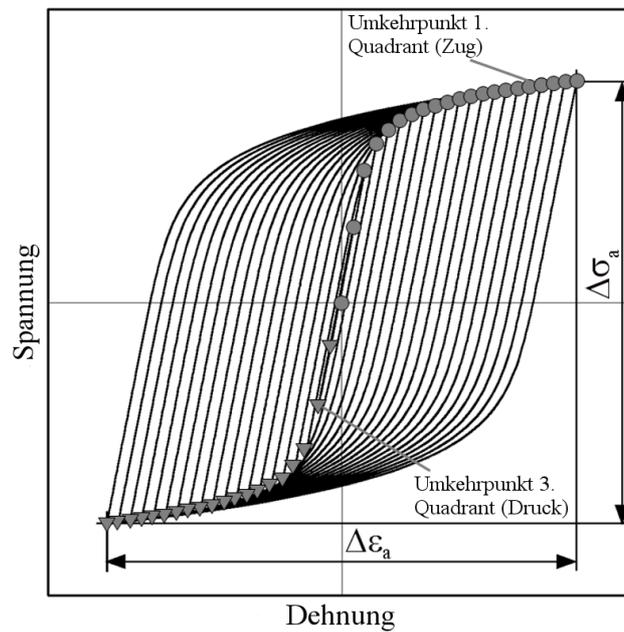


Abbildung 5.13: Spannungs-Dehnungsverlauf eines stabilisierten Incremental Step Test-Blocks mit Umkehrpunkten aus dem ersten Quadranten (graue Kreise) und dem dritten Quadranten (graue Dreiecke)

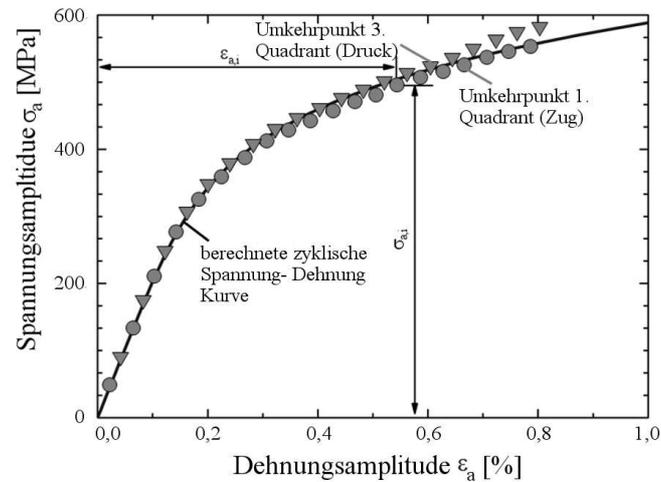


Abbildung 5.14: Auswertung der Umkehrpunkte (graue Punkte und Dreiecke) des Spannungs-Dehnungsverlaufes eines stabilisierten Incremental Step Test-Blocks zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (schwarze Linie)

Die dehnungsgeregelten Incremental Step Tests wurden am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF durchgeführt. Hierbei wurden die Versuche an einer servohydraulischen Prüfmaschine nach SEP 1240 [SEP06] durchgeführt. Die verwendete maximale Dehnungsamplitude betrug $\epsilon_{a,t,max}=0,8\%$. Die verwendete Probengeometrie für die Incremental Step Tests ist in **Abbildung 5.15** zu sehen.

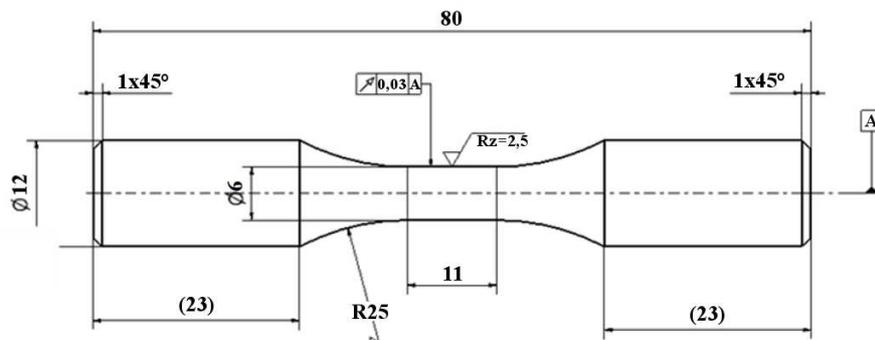


Abbildung 5.15: Ungekerbte Rundprobe für die Incremental Step Tests

5.7.3.2 Wöhler- und Gaßnerversuche

Der dehnungsgeregelte Wöhlerversuch wird zur Bestimmung der Dehnungswöhlerlinie sowie der zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve verwendet. In dieser Arbeit war die Bestimmung der zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve von Interesse. Der maximale Dehnungshorizont betrug 0,8 % und das Dehnungsverhältnis war $R_\epsilon = 1$. Der Versuch wird mit der Zugbelastung gestartet. Während des Versuches werden Spannungsmaxima zur Darstellung der Wechsellverformungskurve aufgezeichnet. Bei Anriss der Probe ist eine geringe Kraft zw. Spannung notwendig, um

die gewünschte Dehnungsamplitude zu erhalten. Der Anrisszeitpunkt wird durch den Abfall des Spannungsmaximums über der Schwingspielzahl bestimmt. Zur Anrissdefinition wird durch den Verlauf der Oberlast über der Schwingspielzahl im Auswertebereich von ca. $N_i/2$ bis ca. N_i eine Ausgleichsgerade gelegt. Die sich bei Abfall der Oberlast um 10 % (Anriss innerhalb der Extensometer-Messlänge) bzw. bei Anstieg der Oberlast um 10 % (Anriss außerhalb der Extensometer-Messlänge) ergebende Schwingspielzahl wird als Anrisslebensdauer festgelegt. Die zyklischen Werkstoffkennwerte gelten für stabilisiertes Werkstoffverhalten. Stabilisiertes Werkstoffverhalten wird bei halber Anrisschwingspielzahl angenommen. Deshalb werden für die Bestimmung der zyklischen Kennwerte die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei halber Anrisschwingspielzahl herangezogen. Die Gesamtdehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ und die Spannungsamplitude $\sigma_{a,t}$ berechnen sich aus den Extrema der Hysterese (**Abbildung 5.16**).

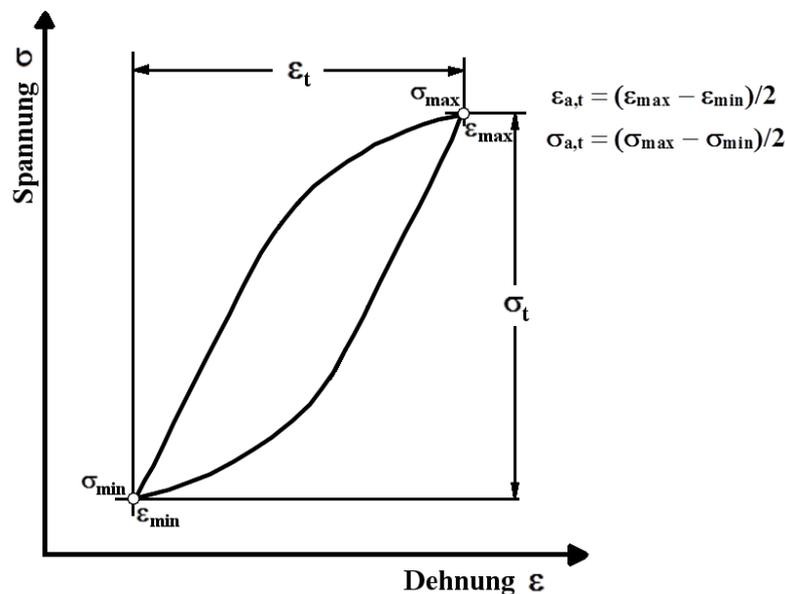


Abbildung 5.16: Bestimmung der Gesamtdehnungs- und Spannungsamplitude

Die Schwingfestigkeit wird im kraftgeregelten Wöhlerversuch bzw. Einstufenschwingversuch experimentell bestimmt. In diesem Versuch werden die Amplituden und Mittellasten der sinusförmigen Schwingung konstant gehalten, wobei die Lebensdauer N bis zum Anriss bzw. Bruch in Abhängigkeit zur Belastung das Ergebnis ist. Die Ergebnisse dieser Wöhlerversuche werden in einem sogenannten Wöhlerdiagramm dargestellt, bei dem die Spannungsamplitude in Abhängigkeit von der Lebensdauer aufgetragen wird. Die Darstellung erfolgt zur Linearisierung generell in einem doppeltlogarithmischen Koordinatensystem. Durch die Neigungen k für die Zeitfestigkeitsgerade und k' für die Gerade der Langzeitfestigkeit sowie der Lage des Abknickpunkts wird die Schwingfestigkeit in Form einer Wöhlerlinie in dem Wöhlerdiagramm beschrieben. Nach dem Abknickpunkt wird die Neigung k durch k' substituiert. Übliche Neigungen k liegen bei Metallen zwischen $k = 3$ für stark gekerbte bzw. rissbehaftete Proben und $k = 15$ für ungekerbte Proben [Hai02]. Für die Neigung nach dem Abknickpunkt wird eine Neigung von $k' = 45$ bei Stählen

angenommen. Dies entspricht einer Abnahme der Schwingfestigkeit von 5 % pro Dekade. So soll berücksichtigt werden, dass keine Dauerfestigkeit existiert [Son05]. Da die Ergebnisse von Schwingfestigkeitsversuchen in der Regel Streuungen aufweisen, werden neben der Wöhlerlinie, die einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % entspricht, noch die Wöhlerlinien für die Ausfallwahrscheinlichkeit $P_A = 10\%$ und $P_A = 90\%$ bzw. die Streuspanne T angegeben.

Die Betriebsfestigkeit (zyklische Festigkeit unter Betriebsbelastungen) wird mit Hilfe von zyklischen Versuchen mit variablen Belastungsamplituden ermittelt. Bei diesen so genannten Gaßnersuchen werden die Proben mit Beanspruchungs-Zeit-Funktionen belastet, die sich aus tatsächlich gemessenen oder mathematisch generierten Betriebslasten ergeben. Die Ergebnisse der Gaßnersuche werden analog zu denen der Wöhlerversuche in einem doppeltlogarithmischen Koordinatensystem in Form des Kollektivhöchstwertes zur Charakterisierung der Belastung und der Versagensschwingspielzahl (Anriss- oder Bruch) aufgetragen. In dieser Arbeit wurden zum besseren Werkstoffvergleich nicht auf gemessene Beanspruchungs-Zeit-Funktionen sondern auf synthetische Beanspruchungs-Zeit-Funktionen zurückgegriffen. Das heißt in dieser Arbeit entsprechen die Amplituden einer Gaußverteilung mit einem Kollektivumfang von $H_0 = 5 \cdot 10^4$ Schwingspielen. Des Weiteren wurden Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten oder Missbrauchslasten auf die Schwingfestigkeit unter variablen Amplituden durchgeführt. Bei den hierfür durchgeführten Gaßnersuchen lag ein Gauß-Kollektiv vor, welches durch zehn eingestreute Überlasten in der Höhe von 140 % erweitert wurde. Dadurch ergibt sich Kollektivformen für die Gaßnersuche mit sowie ohne Überlast, die in **Abbildung 5.17** dargestellt sind. Die Kollektivform für die Gaßnersuche ohne Überlast ist grau und die Kollektivform für die Gaßnersuche mit Überlast ist schwarz dargestellt. Die erste Überlast wurde bei einer Schwingspielzahl von $N = 2.500$ eingestreut und weitere Überlasten folgten alle 5.000 Schwingspiele. Die Ergebnisse der Lebensdauerlinien werden immer über den Höchstwert aufgetragen. Bei den Gaßnersuchen mit Überlasten wird hingegen über den Höchstwert des Grundkollektivs ohne Überlasten aufgetragen. Die Überlasten bleiben zur besseren Vergleichbarkeit bei der Auftragung außen vor.

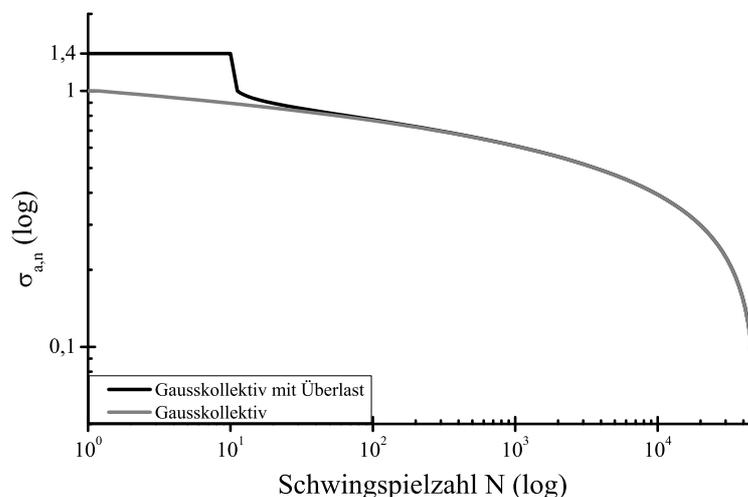


Abbildung 5.17: Amplitudenkollektive der verwendeten Beanspruchungszeitfunktionen

Die Wöhler- und Gaßnersversuche wurden am Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF durchgeführt. Für die Wöhlerversuche wurde eine Resonanzprüfmaschine der Firma Zwick Roell Amsler 30 HFP 5100 und für die Gaßnersversuche wurde eine servohydraulischen Prüfmaschine verwendet. Die Versuche wurden in Anlehnung an das SEP 1240 [SEP06] durchgeführt. Die Versuche erfolgten bei Raumtemperatur unter Wechselbeanspruchung ($R = -1$ bzw. $R_{\epsilon} = 1$). Die verwendete Probengeometrie für die Versuche ist in **Abbildung 5.18** zu sehen.

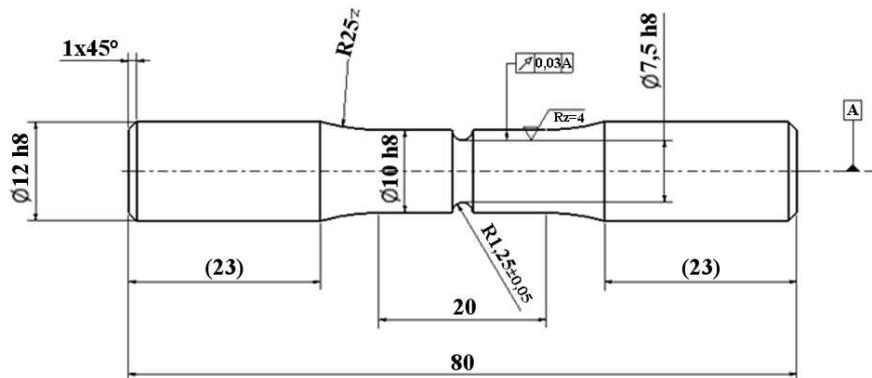


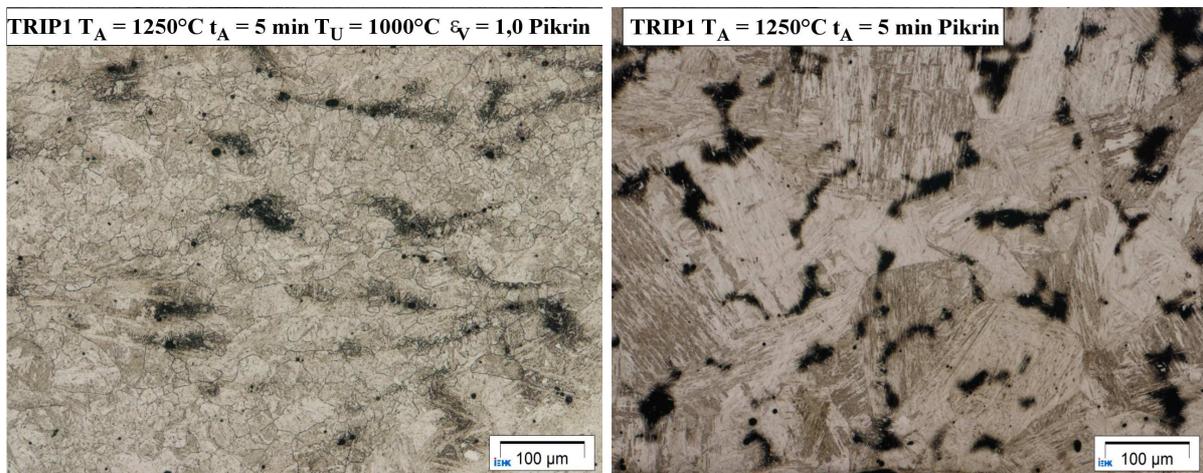
Abbildung 5.18: Gekerbte Rundprobe für die Wöhler- und Gaßnersversuche

6 Ergebnisse

6.1 Umwandlungsverhalten

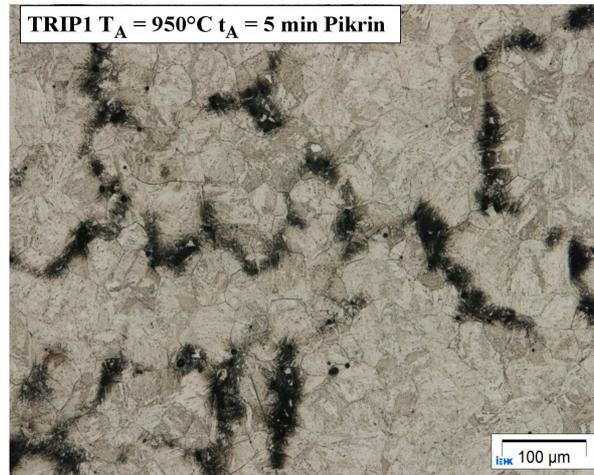
Die vorliegenden Werkstoffe TRIP1 und TRIP2 wurden auf ihr Umwandlungsverhalten genauer analysiert. Hierbei wurden das Umwandlungsverhalten des TRIP1-Werkstoffes anhand von thermodynamischen Simulationen bezüglich der auftretenden Gleichgewichtsphasen inklusive der auftretenden Ausscheidungen mit dem Programm ThermoCalc analysiert. Zusätzlich wurden experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Die experimentellen Untersuchungen beinhalten die metallographische Analyse bezüglich der ehemaligen Austenitkorngrößen nach dilatometrischen Glühungen mit unterschiedlichen Austenitkonditionierungen sowie die Erstellung von isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern. Das Umwandlungsverhalten des TRIP2-Stahls wurde mittels isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern genauer analysiert. Der TRIP2-Stahl wurde anhand der chemischen Zusammensetzung des TRIP1-Stahls industriell hergestellt.

Die lichtoptischen Aufnahmen sowie ermittelten Korngrößen nach Ätzung auf ehemalige Austenitkorngrößen für den TRIP1-Stahl sind in **Abbildung 6.1** zu sehen. Die ehemaligen Austenitkörner sind für die Austenitisiertemperatur von 1250 °C mit und ohne Umformung bei 1000 °C sowie für die Austenitisierung bei 950 °C dargestellt. Die Austenitisiertemperatur wurde jeweils für 5 Minuten gehalten. Hierbei repräsentiert der Austenitisiertemperaturzustand von 1250 °C mit zusätzlicher Umformung bei 1000 °C den Austenitzustand nach einer Schmiedung. Beim Schmieden liegt die gebräuchliche Vorwärmtemperatur bei 1250 °C und die Schmiedeendtemperatur zwischen 900 °C und 1000 °C. Für diesen Austenitzustand ergibt sich eine Korngröße der Klasse G7 (ca. 26 μm). Des Weiteren zeigt sich, dass sich bei der hohen Austenitisiertemperatur von 1250 °C ohne Umformung eine Korngröße der Klasse G0 (ca. 351 μm) einstellt. Hingegen bildet sich bei der niedrigeren Austenitisiertemperatur von 950 °C eine Korngröße der Klasse G7 (ca. 30 μm).



(a) KG-Kennzahl G: 7 (ca. 26 μm)

(b) KG-Kennzahl G: 0 (ca. 351 μm)



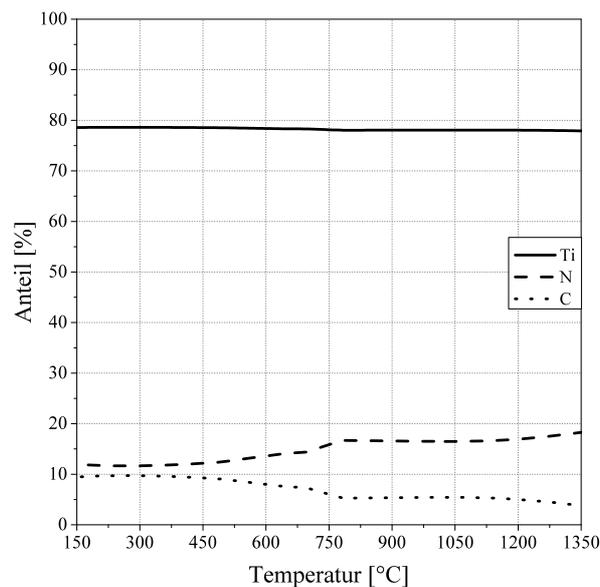
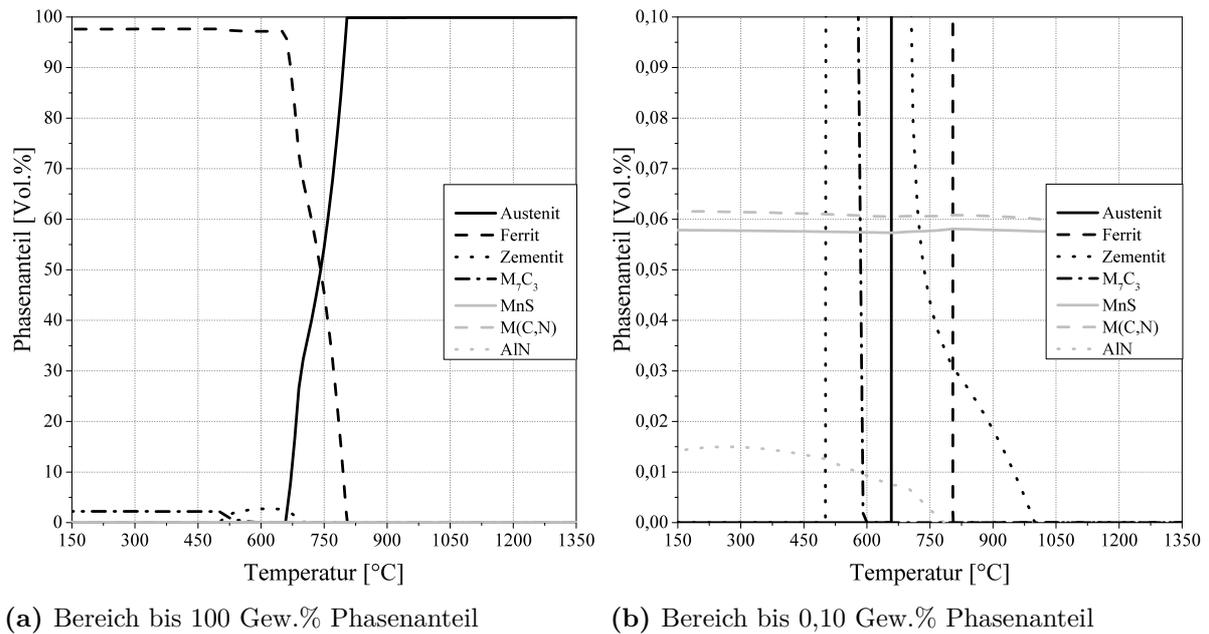
(c) KG-Kennzahl G: 7 (ca. 30 µm)

Abbildung 6.1: Austenitkorngröße nach verschiedenen Austenitkonditionierungen (Stahl: TRIP1)

6.1.1 Thermodynamische Simulation

Für die chemische Zusammensetzung des TRIP1-Stahls wurden die auftretenden Gleichgewichtsphasen mit ihren Entstehungsbereichen anhand von thermodynamischen Simulationen basierend auf ThermoCalc-Berechnungen (Version 3.0, Datenbank „TCFE5“) ermittelt. Die für die Berechnungen vorgegebene Austenitkorngröße entspricht der Korngrößenklasse G7.

Die Ergebnisse der ThermoClac-Simulationen für das TRIP1-Material sind in **Abbildung 6.2** zu sehen. Hierbei ist die Darstellung bis 100 Vol.% Phasenanteil in **Abbildung 6.2a** zu sehen und der Bereich bis 0,10 Vol.% Phasenanteil in **Abbildung 6.2b** dargestellt. Bei dieser chemischen Zusammensetzung bilden sich die Phasen Austenit, Ferrit, Zementit, Mangansulfid, Aluminiumnitrid sowie die weitere Ausscheidung der Form M_7C_3 aus. Die in **Abbildung 6.2b** dargestellten Simulationsergebnisse zeigen, dass keine Bornitride sondern Ausscheidungen der Form $M(C,N)$ gebildet werden (ca. 0,062 Gew.%). Die in **Abbildung 6.2c** visualisierte Zusammensetzung dieser $M(C,N)$ -Ausscheidungen weist überwiegend Titan und Anteilen von Kohlenstoff und Stickstoff auf.



(c) Berechnung der Zusammensetzung der Phase M(C,N)

Abbildung 6.2: Thermodynamische Simulation der Gleichgewichtsphasen des TRIP1-Materials (ThermoCalc-Berechnungen, Version 3.0, Datenbank „TCFE5“)

6.1.2 Umwandlungsschaubilder

Für die Stähle TRIP1 und TRIP2 wurde das jeweilige Umwandlungsverhalten anhand von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) charakterisiert. Ein kontinuierliches sowie ein isothermes ZTU wurden je Werkstoff aufgenommen, wobei die Austenitisierung bei 950 °C erfolgte. Als Austenitisierungszeit wurde zur Homogenisierung des austenitischen Gefüges eine Dauer von

5 Minuten gewählt.

In **Tabelle 6.1** sind die dilatometrisch ermittelten Temperaturen der Gleichgewichtsumwandlung A_{C1} und A_{C3} sowie die Martensitstarttemperatur M_s der beiden Werkstoffe aufgelistet. Die Differenz bei den A_{C1} -Temperaturen der beiden Stähle liegt bei 10 °C und die A_{C3} -Temperaturen der beiden Stähle sind mit 855 °C identisch. Ebenso weicht die Martensitstarttemperatur M_s beim TRIP2-Stahl im Vergleich zum TRIP1-Stahl lediglich um 3 °C nach oben hin ab (393 °C vs. 390 °C).

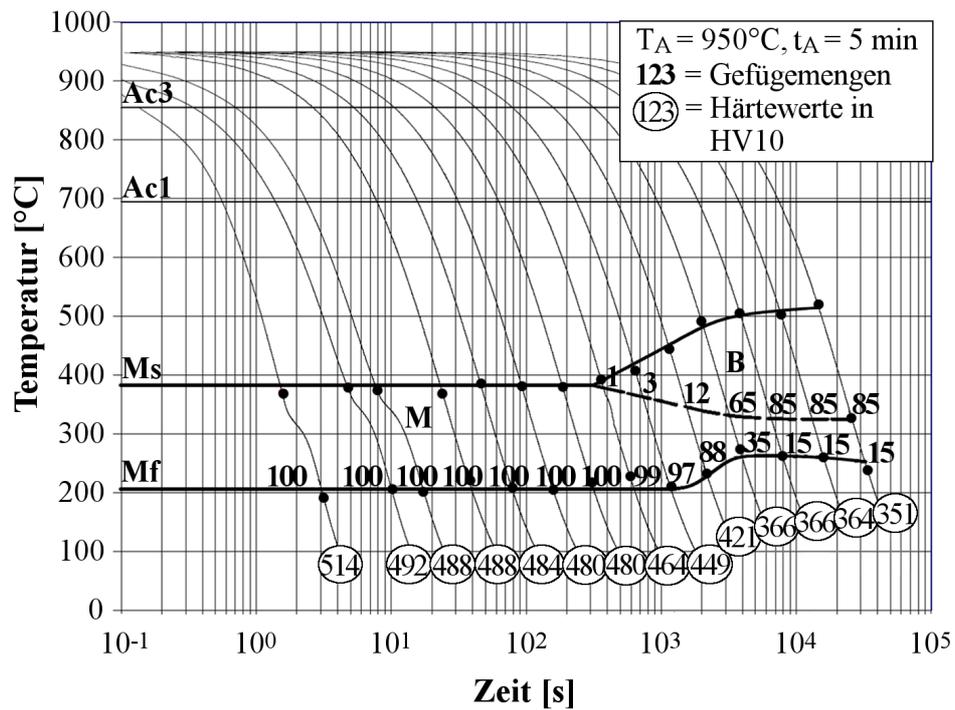
Tabelle 6.1: Dilatometrisch ermittelte charakteristische Temperaturen der untersuchten Stähle TRIP1 und TRIP2

| Material | A_{C1} [°C] | A_{C3} [°C] | M_s [°C] |
|----------|------------------|------------------|---------------|
| TRIP1 | 695 | 855 | 390 |
| TRIP2 | 705 | 855 | 393 |

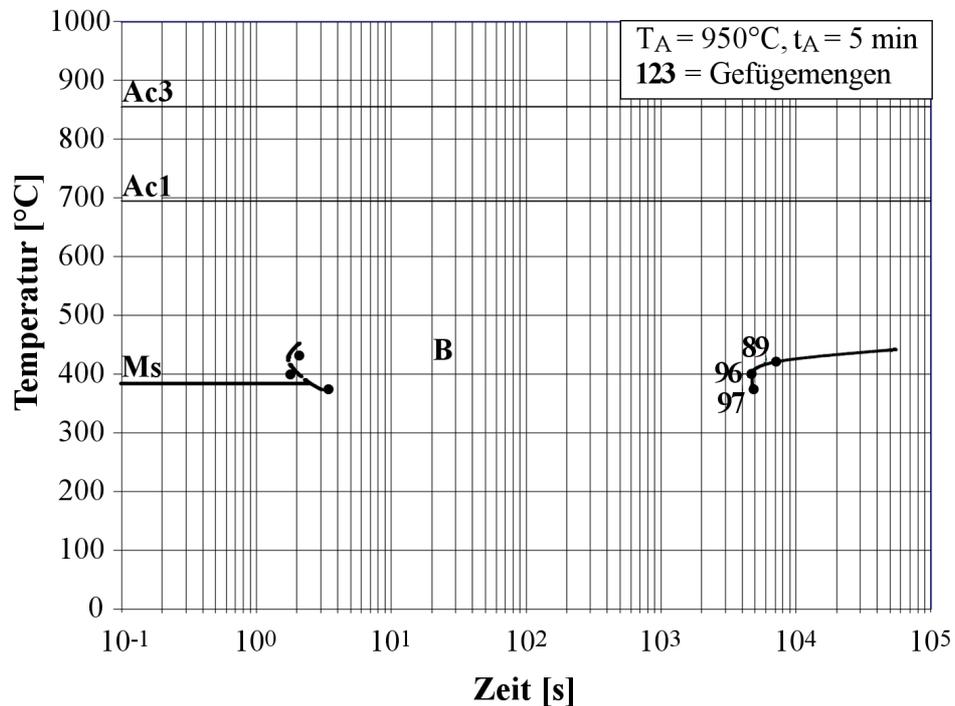
Die Phasenfelder in den ZTU-Schaubildern wurden anhand der aus den Dilatationskurven bestimmten Umwandlungspunkten aufgetragen. Die Gefügemengenanteile wurden mittels lichtmikroskopischer Aufnahmen ermittelt. Die Vickers-Härten in den kontinuierlichen ZTU-Schaubildern wurden mit der HV10-Härteprüfung gemessen.

Die Umwandlungsschaubilder für das TRIP1-Material sind in **Abbildung 6.3** dargestellt, wobei das kontinuierliche ZTU-Schaubild in **Abbildung 6.3a** und das isotherme ZTU-Schaubild in **Abbildung 6.3b** zu sehen sind. Im kontinuierlichen ZTU-Schaubild zeigt sich, dass eine martensitische sowie eine bainitische Phasenumwandlung stattfindet. Bei maximaler Abschreckung kann eine Martensithärte von 514 HV10 erreicht werden und die größten Bainitanteile mit jeweils 85 Vol.% können bei $t_{5/2}$ -Zeiten zwischen ca. 96 min und ca. 380 min realisiert werden. Das Gefüge besteht bei diesen Abkühlungen noch zusätzlich aus 15 Vol.% Martensit. Die Härte in diesem bainitischen Bereich liegt, abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit, zwischen 366 HV10 und 351 HV10.

Das isotherme ZTU-Schaubild des TRIP1-Stahls weist im Temperaturbereich zwischen 375 °C und 425 °C eine nahezu vollständige Bainitumwandlung auf. Hierbei bewegen sich die Bainitanteile zwischen 97 Vol.% bei 375 °C sowie 89 Vol.% bei 425 °C. Die jeweils geringen restlichen Gefügeanteile sind Martensit.



(a) kontinuierliches ZTU-Schaubild



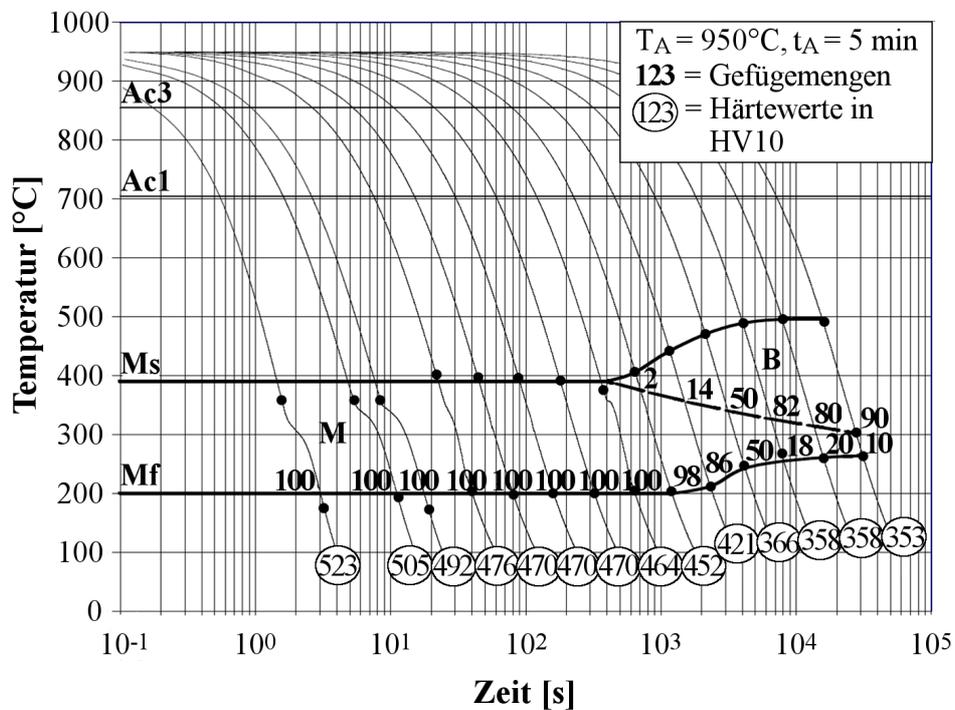
(b) Isothermes ZTU-Schaubild

Abbildung 6.3: Umwandlungsschaubilder des TRIP1-Stahls

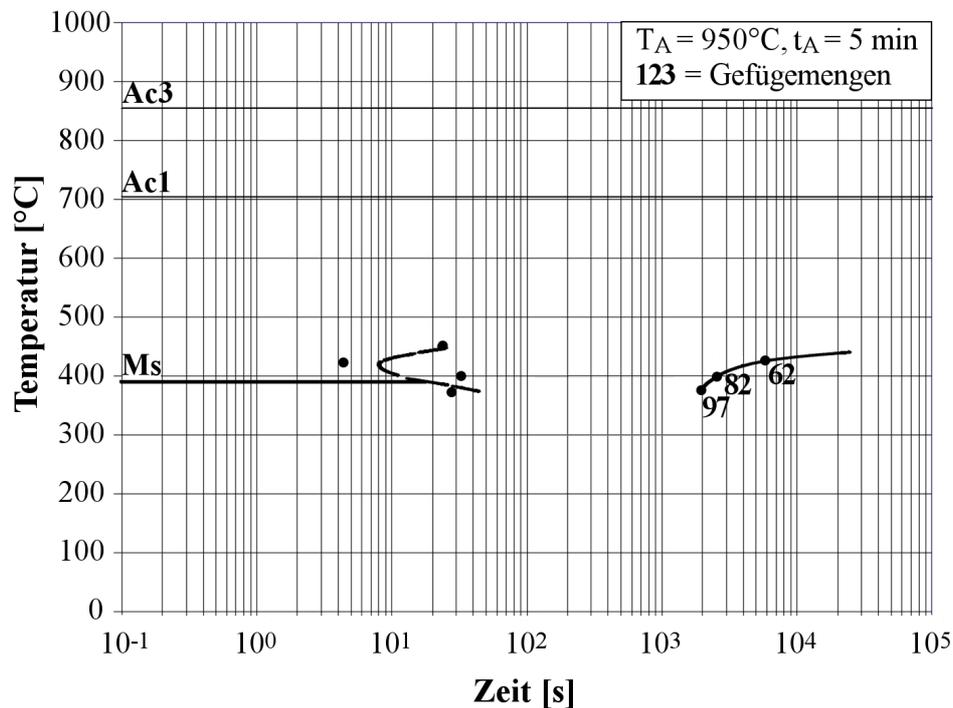
Die ZTU-Schaubilder für das TRIP2-Materials sind in **Abbildung 6.4** dargestellt, wobei das kontinuierliche ZTU-Schaubild in **Abbildung 6.4a** und das isotherme ZTU-Schaubild in **Abbildung 6.4b** zu finden sind. Im kontinuierlichen Schaubild zeigt sich, ebenfalls wie beim TRIP1-

Stahl, eine bainitische/martensitische Phasenumwandlung. Für diesen Werkstoff wird bei maximaler Abschreckung eine Martensithärte von 523 HV10 erreicht. Die größten Bainitanteile zwischen 82 Vol.% und 90 Vol.% können bei $t_{5/2}$ -Zeiten zwischen 96 Minuten und 382 Minuten gebildet werden. Das Gefüge besteht bei diesen Abkühlungen noch zusätzlich aus 10 - 20 Vol.% Martensit. Die Härte im bainitischen Bereich liegt zwischen 358 HV10 und 353 HV10.

Das isotherme ZTU-Schaubild des TRIP2-Stahls weist im Temperaturbereich zwischen 375 °C und 425 °C, ähnlich wie der TRIP1-Stahl, eine nahezu vollständige Bainitumwandlung auf. Hierbei weicht der Bainitanteil bei der isothermen Umwandlungstemperatur von 425 °C mit 62 Vol.% deutlich vom Wert bei der gleichen isothermen Umwandlungstemperatur des TRIP1-Stahls ab. Der Bainitanteil bei einer isothermen Umwandlungstemperatur von 375 °C beim TRIP2-Stahl ist mit 97 Vol.% identisch zum Bainitanteil des TRIP1-Werkstoffes bei derselben Umwandlungstemperatur. Die jeweils restlichen Gefügeanteile sind Martensit.



(a) kontinuierliches ZTU-Schaubild



(b) Isothermes ZTU-Schaubild

Abbildung 6.4: Umwandlungsschaubilder des TRIP2-Stahls

6.2 Mikrostrukturanalyse

In diesem Kapitel liegt der Fokus auf den mittels XRD und LOM ermittelten Gefügemengen der unterschiedlichen Zustände des TRIP1-Stahls, des TRIP2-Stahls und des Referenzstahls 42CrMo4. Weiterhin werden die unterschiedlich auftretenden bainitischen Mikrostrukturen der beiden TRIP-Stähle charakterisiert und klassifiziert. Die quantitative und qualitative Charakterisierung der bainitischen Mikrostrukturen erfolgt anhand von REM-Aufnahmen mit 1000-facher und 4000-facher Vergrößerung. Die Klassifizierung erfolgt anhand des nach Gerdemann [Ger10] entwickelten Klassifizierungssystems. Ebenso werden die Ergebnisse der weitergehenden lichtoptischen sowie rasterelektronischen Analysen zu speziellen Zuständen des TRIP1-Stahls erläutert. Hierbei sind die weitergehenden lichtoptischen Analysen an Proben des TRIP1-Werkstoffes im Zustand 2 und 5 nach Natriumpikratätzung durchgeführt worden. Die weitergehenden Analysen der REM-Aufnahmen erfolgten mit Hilfe der objektbasierten Bildanalyse an Proben der Zustände 2 bis 5 des TRIP1-Stahls.

6.2.1 LOM und XRD

Die mikrostrukturellen Gefügebestandteile aller Zustände des TRIP1-, TRIP2- und des 42CrMo4-Stahls wurden mit Hilfe von lichtoptischen Aufnahmen nach Nitalätzung sowie die

Restaustenitgehalte mittels XRD-Messungen ermittelt. In **Tabelle 6.2** sind die jeweiligen Ergebnisse dieser Untersuchungen für alle Zustände der beiden TRIP-Werkstoffe sowie für den Referenzstahl aufgelistet.

Bei den Ergebnissen des TRIP1-Stahls zeigt sich für alle Zustände ein überwiegend bainitisches Gefüge mit geringsten Gehalten an Martensit. Hierbei weist der Zustand 3 den höchsten Bainitanteil (99 Vol.%) auf. Die mittels XRD-Messungen bestimmten Restaustenitgehalte im Bainit liegen beim TRIP1-Stahl zwischen 7,2 und 9,2 Vol.%. Der Zustand 4 beinhaltet den höchsten und der Zustand 5 den geringsten Gehalt an Restaustenit im Bainit beim TRIP1-Stahl. Hierbei ist der potenzielle Fehler von XRD-Messungen von $\pm 0,5$ Vol.% zu erwähnen. Daher ist nur ein signifikanter Abfall beim Zustand 5 im Vergleich zu den Ergebnissen der Zustände 1 bis 4 ersichtlich.

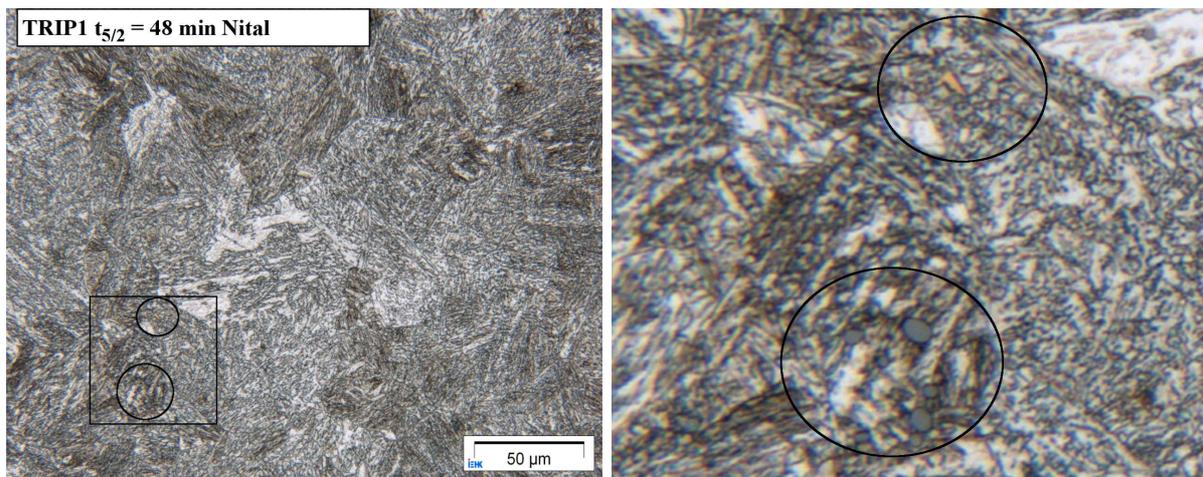
Beim TRIP2-Stahl bildet sich ein komplett bainitisches Gefüge für die Zustände 1 bis 5 und ein überwiegend bainitisches Gefüge (98 Vol.%) mit geringsten Martensitanteilen (2 Vol.%) für den Zustand 6. Die Restaustenitgehalte im Bainit bewegen sich bei diesem Werkstoff zwischen <1 Vol.% und 12,8 Vol.%. Hierbei muss erwähnt werden, dass nur im Zustand 6 der geringe Gehalt von <1 Vol.% ermittelt wurde. Bei den Zuständen 3 bis 5 wurden Gehalte zwischen 6,1 und 6,6 Vol.% gemessen. Der Zustand 1 zeigt beim TRIP2-Stahl den höchsten Gehalt von 12,8 Vol.% auf, gefolgt vom Zustand 2 mit 8,0 Vol.%. Der Referenzstahl 42CrMo4 weist im vergüteten Zustand 70 Vol.% Martensit sowie 30 Vol.% Bainit auf. Es wurde <1 Vol.% Restaustenit im Bainit gemessen.

Tabelle 6.2: Ermittelte Gefügemengen aller Zustände des TRIP1- und TRIP2-Stahls sowie des Referenzstahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand

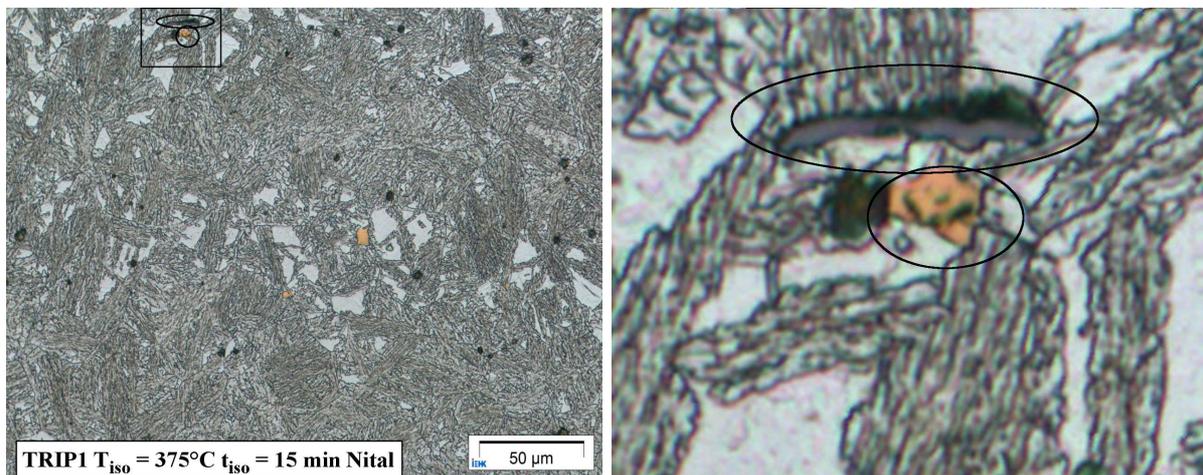
| Material | Zustand | Bainitgehalt [Vol.%] | Martensitgehalt [Vol.%] | Restaustenitgehalt im Bainit [Vol.%] |
|----------|----------|-------------------------|----------------------------|---|
| TRIP1 | 1 | 97 | 3 | 8,7 |
| | 2 | 98 | 2 | 8,2 |
| | 3 | 99 | 1 | 8,5 |
| | 4 | 98 | 2 | 9,2 |
| | 5 | 98 | 2 | 7,2 |
| TRIP2 | 1 | 100 | 0 | 12,8 |
| | 2 | 100 | 0 | 8,0 |
| | 3 | 100 | 0 | 6,6 |
| | 4 | 100 | 0 | 6,1 |
| | 5 | 100 | 0 | 6,2 |
| | 6 | 98 | 2 | $<1,0$ |
| 42CrMo4 | vergütet | 30 | 70 | $<1,0$ |

Beispielhaft sind in **Abbildung 6.5** die Gefüge des TRIP1-Materials im Zustand 1 (kontrollierte kontinuierliche Abkühlung; $t_{5/2}=48$ min) und Zustand 2 (isotherme Umwandlung; $T_{\text{iso}}=375$ °C und $t_{\text{iso}}=15$ min) anhand von LOM-Aufnahmen nach Nitalätzung mit 500-facher Vergrößerung zu sehen. Hierbei ist in **Abbildung 6.5a** die LOM Aufnahme des Zustandes 1 und in **Abbil-**

Abbildung 6.5c die Aufnahme für den Zustand 2 zu sehen. In den LOM-Aufnahmen zeigen sich die Martensitbereiche bzw. Martensitinseln als helle Bereiche und die restlichen Bündel-Strukturen stellen Bainit dar. Es ist ebenfalls erkennbar, dass das Gefüge des Zustand 2 im Vergleich zum Zustand 1 feiner vorliegt. Die sich bildenden Ausscheidungen im Stahl TRIP1 wurden zusätzlich beispielhaft sowohl für den Zustand 1 als auch für den Zustand 2 in den LOM-Aufnahmen durch rechteckige und kreisförmige Markierungen hervorgehoben und in **Abbildung 6.5b** und **Abbildung 6.5d** zusätzlich vergrößert dargestellt. Im TRIP2-Werkstoff bilden sich ebenfalls diese Ausscheidungen.



(a) Nach Nitalätzung Zustand 1 500-fache Vergrößerung mit markierten Ausscheidungen (b) Vergrößerte Darstellung der markierten Ausscheidungen



(c) Nach Nitalätzung Zustand 2 500-fache Vergrößerung mit markierten Ausscheidungen (d) Vergrößerte Darstellung der markierten Ausscheidungen

Abbildung 6.5: Aufnahmen mittels lichtoptischem Mikroskop für den TRIP1-Stahl im Zustand 1 und 2 nach der Nitalätzung, in denen jeweils beispielhaft Ausscheidungen markiert sowie vergrößert dargestellt sind

Für die Zustände 2 und 5 des TRIP1-Stahls wurden Analysen auf kohlenstoffreiche Gefügebe-

standteile mittels Natriumpikratätzung durchgeführt. Durch Natriumpikratätzung werden kohlenstoffreiche mikrostrukturelle Bestandteile, wie z.B. Zementit, kohlenstoffreicher Restaustenit oder M/A-Strukturen, sichtbar dunkel bis schwarz angeätzt. In **Abbildung 6.6** sind die Aufnahmen nach der Natriumpikratätzung für beide Zustände dargestellt. In **Abbildung 6.6a** und **Abbildung 6.6b** sind die Aufnahmen für den Zustand 2 in 500-facher und 1000-facher Vergrößerung. In **Abbildung 6.6c** und **Abbildung 6.6d** sind die Aufnahmen für den Zustand 5 in 500-facher und 1000-facher Vergrößerung visualisiert. Beim Vergleich dieser LOM-Aufnahmen zeigt sich, dass im Zustand 2 keine größeren Bereiche dunkel angeätzt wurden. Im Gegensatz hierzu zeigen die Aufnahmen für den Zustand 5 größere dunkle Bereiche, welche bevorzugt an den Korngrenzen und zusätzlich innerhalb der Bainitbündel vorliegen. In **Abbildung 6.6d** sind beispielhaft solche Strukturen eingekreist bzw. markiert.

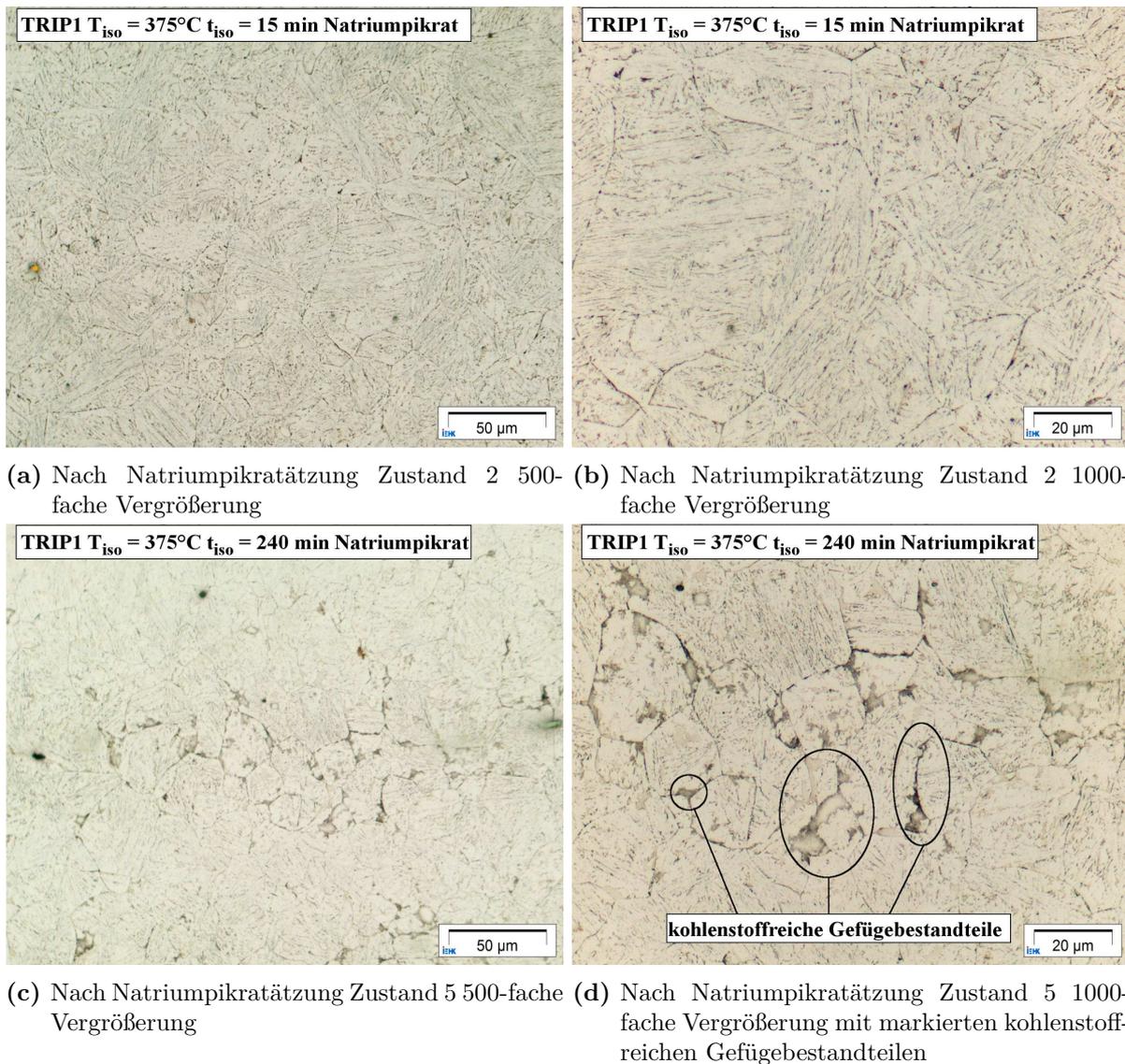
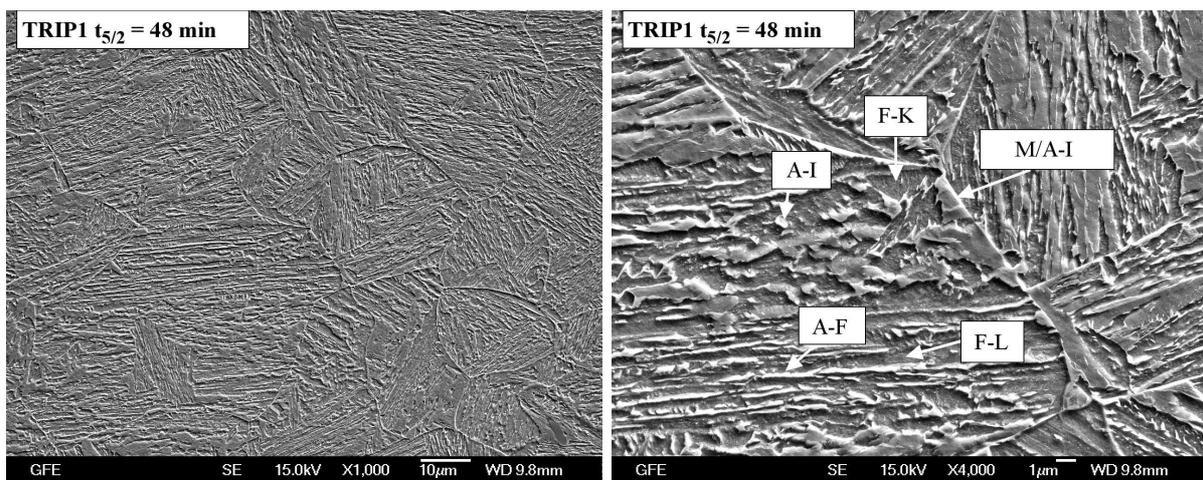


Abbildung 6.6: Aufnahmen mittels lichtoptischem Mikroskop für den TRIP1-Stahl im Zustand 2 und 5 nach der Natriumpikratätzung; beispielhaft sind für den Zustand 5 kohlenstoffreiche Gefügebestandteile markiert

6.2.2 REM und objektbasierte Bildanalyse

Es wurden für alle Zustände des TRIP1- als auch für den TRIP2-Stahl rasterelektronische Aufnahmen mit 1000-facher und 4000-facher Vergrößerung zur Beurteilung der Morphologieausbildung der bainitischen Mikrostrukturen erstellt. Die Einteilung der bainitischen Gefüge wurde anhand dieser REM-Aufnahmen mit dem Klassifizierungssystem nach Gerdemann [Ger10] durchgeführt. Bei den bainitischen Bestandteilen der TRIP-Stähle wurde zwischen der ferritischen Primärphase und der Sekundärphase unterschieden. Die Sekundärphase besteht aus Restaustenit und/oder Martensit/Austenit-Strukturen (M/A). Weist die untersuchte bainitische Morphologie bei der Primär- und Sekundärphase mehr als eine Ausprägung aus, wird die Gewichtung der Anteile als Index (+) zusätzlich angegeben. Zusätzlich wurden REM-Aufnahmen des Referenzstahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand in 1000-facher und 4000-facher Vergrößerung angefertigt. Diese werden als Vergleich ebenfalls im Folgenden gezeigt.

In **Abbildung 6.7** sind die rasterelektronischen Aufnahmen der Zustände 1 und 2 des TRIP1-Stahls in jeweils 1000- und 4000-facher Vergrößerung dargestellt, wobei die Aufnahmen des Zustandes 1 in **Abbildung 6.7a** und **Abbildung 6.7b** zu finden sind. Die Aufnahmen des Zustandes 2 sind in **Abbildung 6.7c** und **Abbildung 6.7d** zu sehen. Es zeigt sich, dass bei beiden Zuständen eine Mischung aus körnigen und lanzettenartigen bainitischen Ferrit als Primärphase vorliegt. Der Anteil an körniger Primärphase ist im Zustand 1 höher als im Zustand 2. Beim Zustand 2 existieren körnige und lanzettenartige Morphologiearten der Primärphase zu etwa gleichen Anteilen. Die Sekundärphasen beider Zustände bestehen aus inselartigen und filmartigen Restaustenit, wobei ebenfalls M/A-Strukturen zu sehen sind. Die Sekundärphasen liegen intergranular vor. Der Anteil an inselartigen Restaustenit im Zustand 1 ist höher als im Zustand 2. Im Zustand 2 liegen zu gleichen Teilen inselartige und filmartige Sekundärphasenstrukturen vor. Zusätzlich wirkt die bainitische Mikrostruktur des Zustandes 2 feiner als die des Zustandes 1.

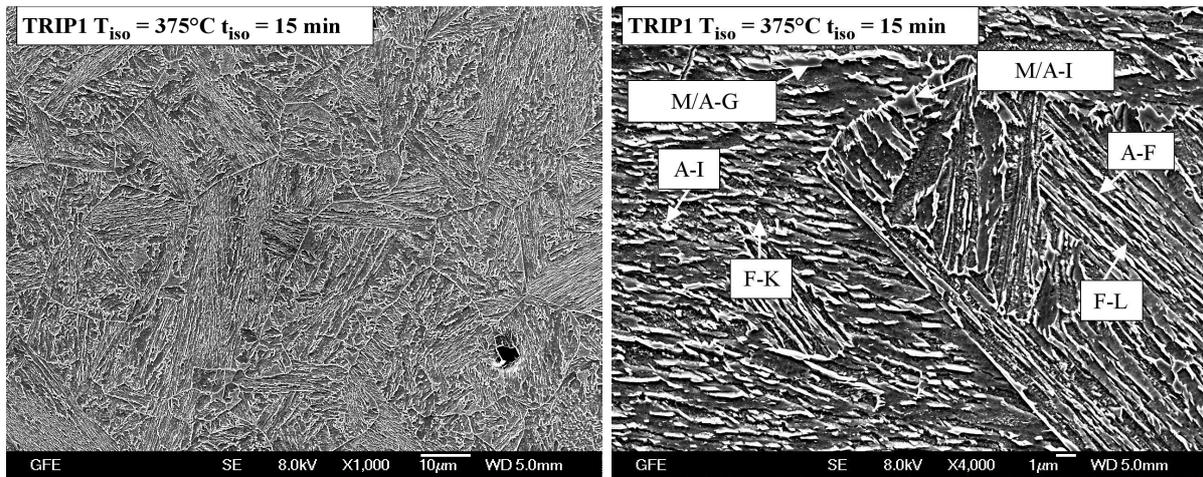


(a) Zustand 1 1000-fache Vergrößerung

(b) Zustand 1 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₊₎, F-L₍₊₎

S: Inter; A-I₍₊₊₊₎, A-F₍₊₎, M/A-I



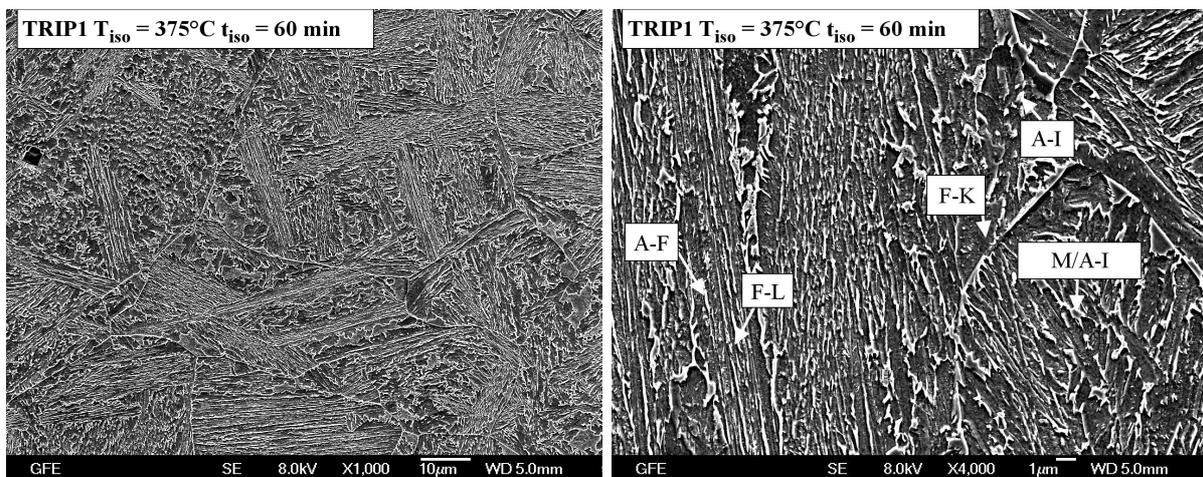
(c) Zustand 2 1000-fache Vergrößerung

(d) Zustand 2 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₎, F-L₍₊₊₎S: Inter; A-I₍₊₊₎, A-F₍₊₊₎, M/A-I, M/A-G

Abbildung 6.7: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie für den TRIP1-Stahl im Zustand 1 und 2

Die REM-Aufnahmen der Zustände 3, 4 und 5 des TRIP1-Stahls sind in **Abbildung 6.8** in jeweils 1000- und 4000-facher Vergrößerung zu finden. Hierbei sind die Aufnahmen des Zustandes 3 in **Abbildung 6.8a** und **Abbildung 6.8b**, die Aufnahmen des Zustandes 4 in **Abbildung 6.8c** und **Abbildung 6.8d** sowie die Aufnahmen des Zustandes 5 in **Abbildung 6.8e** und **Abbildung 6.8f** aufgeführt. Die bainitische Mikrostruktur besteht hier bei allen drei Zuständen zu etwa gleichen Anteilen aus körnigen und lanzettenartigen bainitischem Ferrit als Primärphase und aus inselartigen und filmartigen Restaustenit als Sekundärphase. Die Sekundärphase ist intergranular ausgebildet. Wie bei den Zuständen 1 und 2 sind M/A-Strukturen in der Mikrostruktur vorhanden.



(a) Zustand 3 1000-fache Vergrößerung

(b) Zustand 3 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₎, F-L₍₊₊₎S: Inter; A-I₍₊₊₎, A-F₍₊₊₎, M/A-I

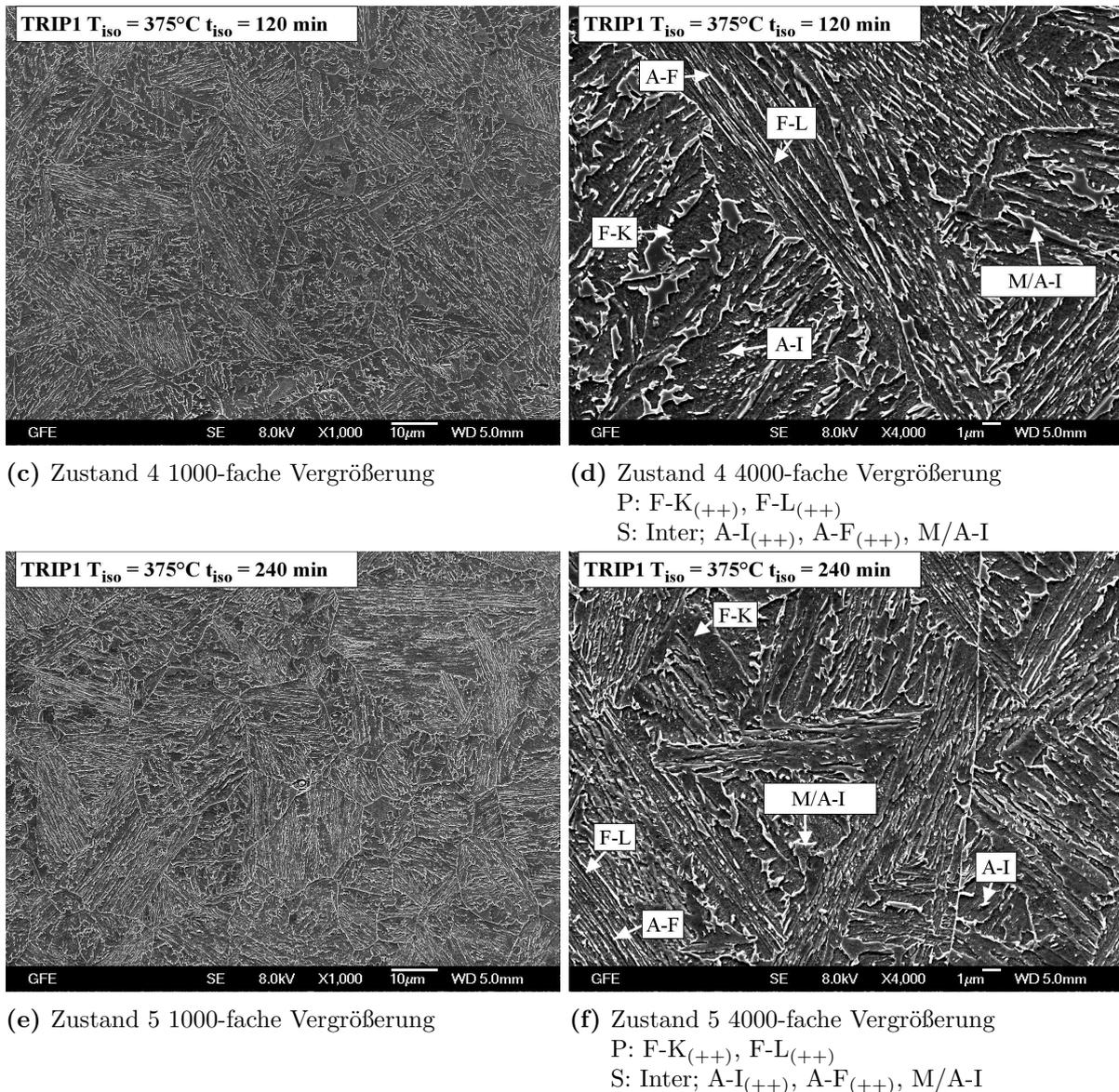


Abbildung 6.8: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie für den TRIP1-Stahl im Zustand 3, 4 und 5

In **Abbildung 6.9** sind die rasterelektronischen Aufnahmen der Zustände 1 und 2 des TRIP2-Stahls in jeweils 1000- und 4000-facher Vergrößerung dargestellt. Die Aufnahmen des Zustandes 1 sind in **Abbildung 6.9a** und **Abbildung 6.9b** dargestellt. Die Aufnahmen des Zustandes 2 sind in **Abbildung 6.9c** und **Abbildung 6.9d** zu finden. Im Zustand 1 zeigt sich ein bainitisches Gefüge, dessen Primärphase ausschließlich aus körnigen bainitischem Ferrit besteht. Die Sekundärphase besteht hauptsächlich aus inselartigen M/A-Strukturen und Spuren an inselartigen Restaustenit. Wie bei den Zuständen des TRIP1-Werkstoffes liegt die Sekundärphase intergranular vor. Im Vergleich zum Zustand 1 des TRIP2-Stahls liegt die Primärphase im Zustand 2 in einer Mischung aus körnigen und lanzettenartigen bainitischem Ferrit vor. Der Anteil der körnigen Strukturen ist größer als der Anteil der lanzettenartigen Strukturen bei der Primärphase. Die Sekundärphase dieses Zustandes, die wiederum intergranular ausgebildet ist, zeigt

vermehrt inselartige M/A-Strukturen und einen geringen Anteil an filmartigen Restaustenit. Zusätzlich sind Spuren von inselartigen Restaustenit ersichtlich. Insgesamt ist die bainitische Mikrostruktur des Zustandes 2 feiner als die des Zustandes 1 beim TRIP2-Stahl.

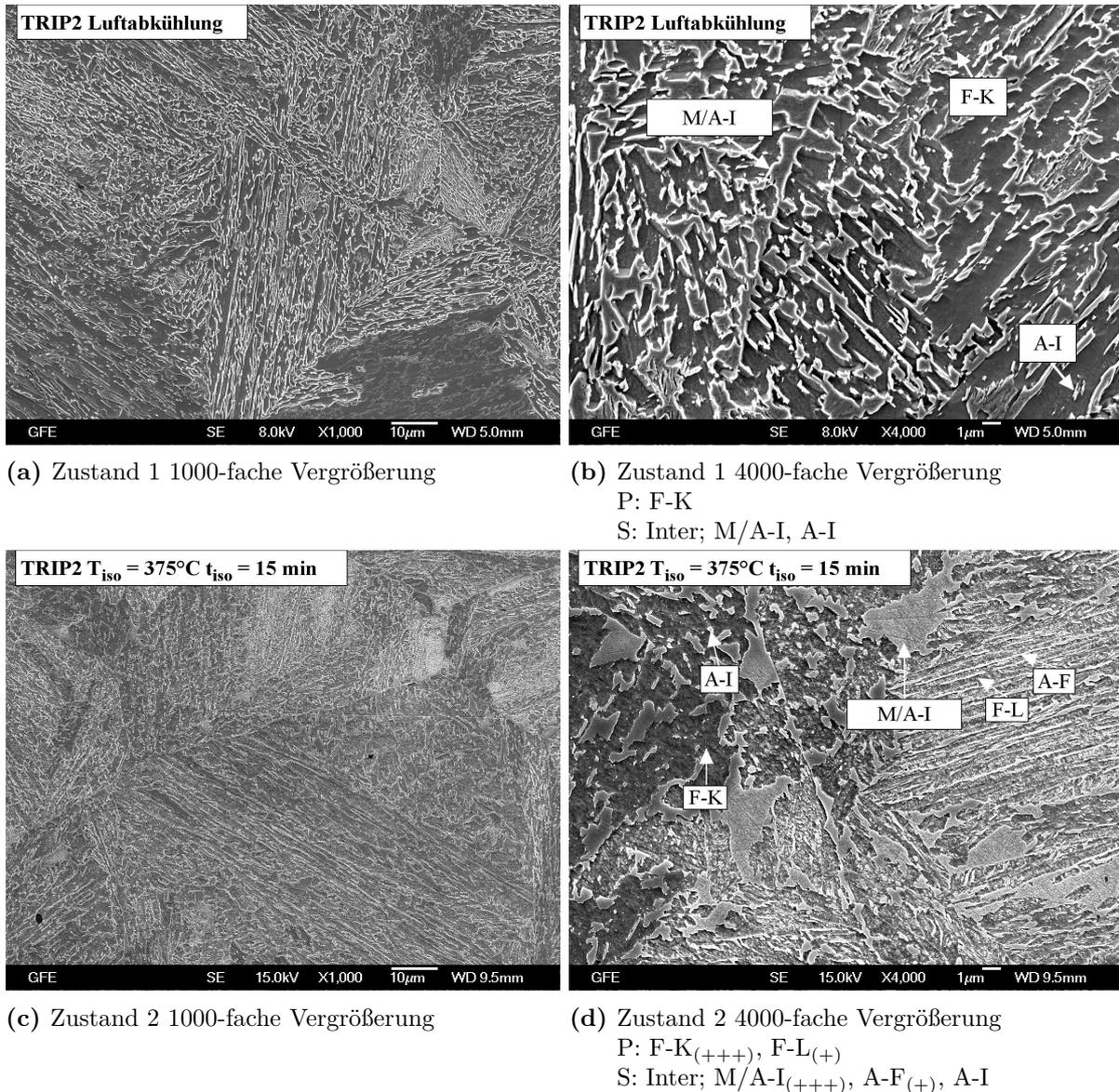
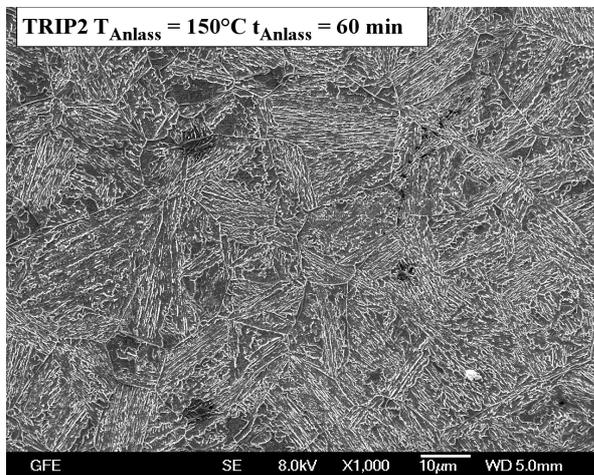


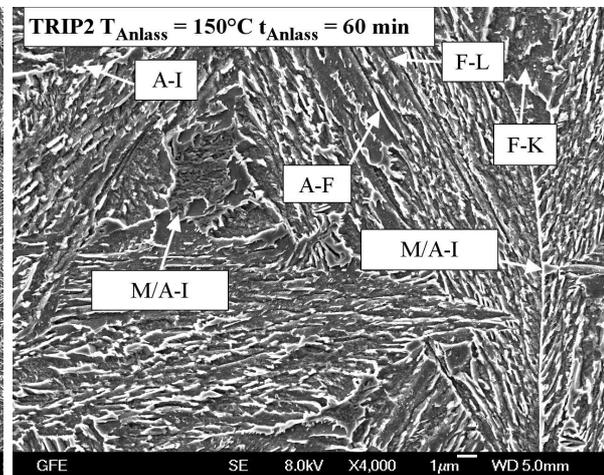
Abbildung 6.9: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie für den TRIP2-Stahl im Zustand 1 und 2

Für die Zustände 3, 4, 5 und 6 sind die rasterelektronischen Aufnahmen in **Abbildung 6.10** in jeweils 1000- und 4000-facher Vergrößerung zu finden. Hierbei sind die Aufnahmen des Zustandes 3 in **Abbildung 6.10a** und **Abbildung 6.10b**, die Aufnahmen des Zustandes 4 in **Abbildung 6.10c** und **Abbildung 6.10d**, die Aufnahmen des Zustandes 5 in **Abbildung 6.10e** und **Abbildung 6.10f** sowie die Aufnahmen des Zustandes 6 in **Abbildung 6.10g** und **Abbildung 6.10h** abgebildet. Wie bei den Zuständen 3, 4 und 5 des TRIP1-Stahls, besteht die bainitische Mikrostruktur der Zustände 3, 4 und 5 des TRIP2-Stahls zu etwa gleichen Anteilen aus

körnigen und lanzettenartigen bainitischem Ferrit als Primärphase. Die Sekundärphase besteht aus inselartigen und filmartigen Restaustenit, wobei die Sekundärphase wiederum intergranular ausgebildet ist. M/A-Strukturen liegen auch in den Mikrostrukturen dieser drei Zustände des TRIP2-Stahls vor. Beim Zustand 6 zeigt sich im Vergleich zu den bisherigen Zuständen vom TRIP1-Stahl und TRIP2-Stahl ein völlig anderes Erscheinungsbild der bainitischen Mikrostruktur. Denn auf den REM-Aufnahmen ist zu sehen, dass sich als intergranulare Sekundärphase Karbide dominant ausgeschieden haben und kein filmartiger oder inselartiger Restaustenit zu identifizieren ist. Die Karbide liegen rund und clusterartig in der bainitischen Mikrostruktur vor. Nur einige wenige gestreckte Martensit/Austenit-Strukturen sind ersichtlich. Die Primärphase des Bainits liegt in diesem Zustand bis auf geringe Anteile an lanzettenartigen Strukturen vorwiegend als körnig vor.

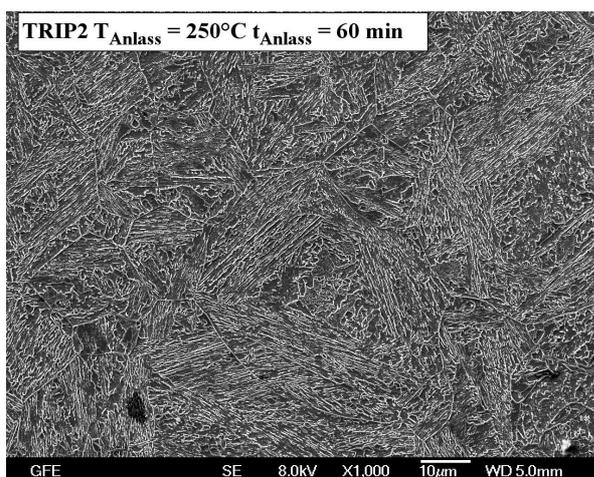


(a) Zustand 3 1000-fache Vergrößerung

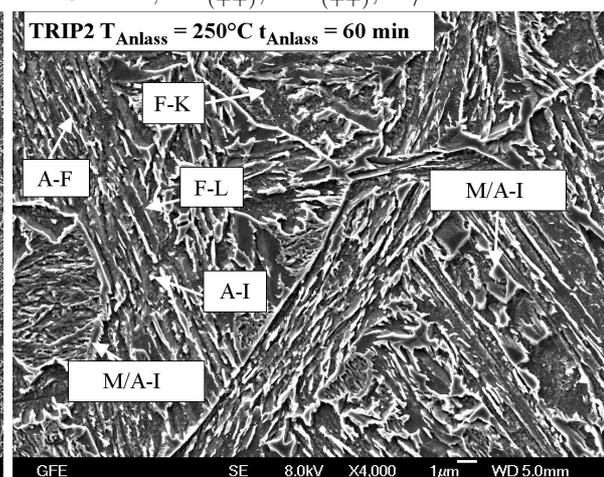


(b) Zustand 3 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₎, F-L₍₊₊₎
S: Inter; A-I₍₊₊₎, A-F₍₊₊₎, M/A-I

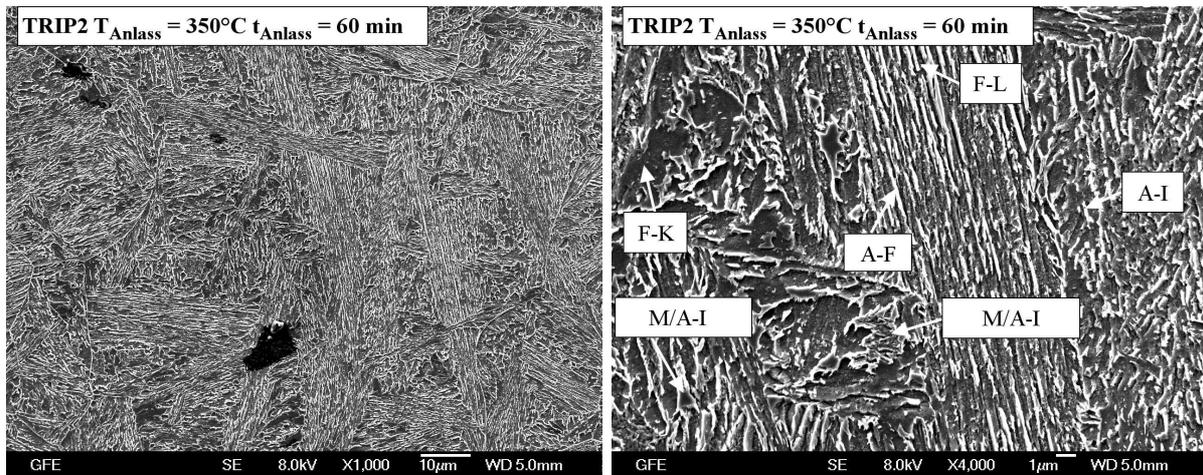


(c) Zustand 4 1000-fache Vergrößerung



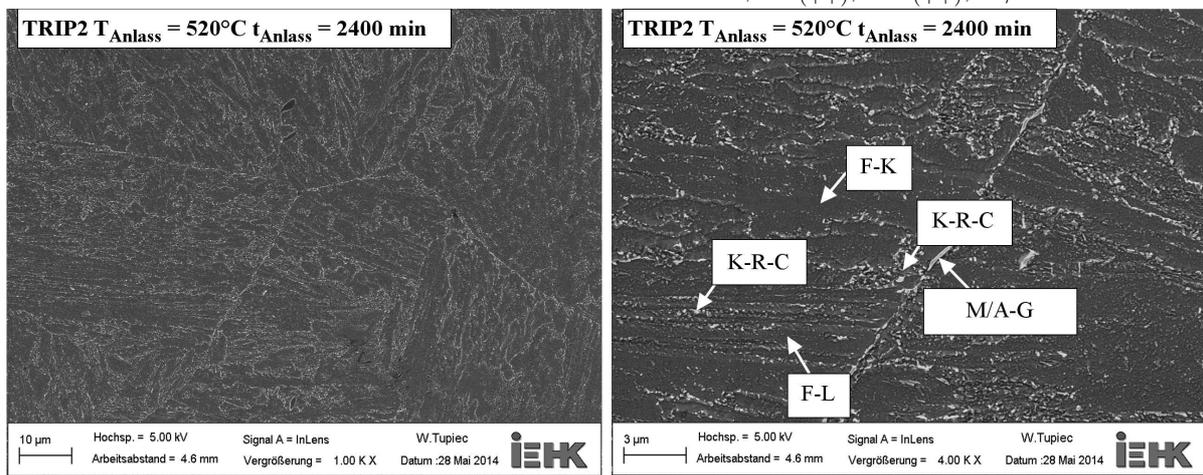
(d) Zustand 4 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₎, F-L₍₊₊₎
S: Inter; A-I₍₊₊₎, A-F₍₊₊₎, M/A-I



(e) Zustand 5 1000-fache Vergrößerung

(f) Zustand 5 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₎, F-L₍₊₊₎S: Inter; A-I₍₊₊₎, A-F₍₊₊₎, M/A-I

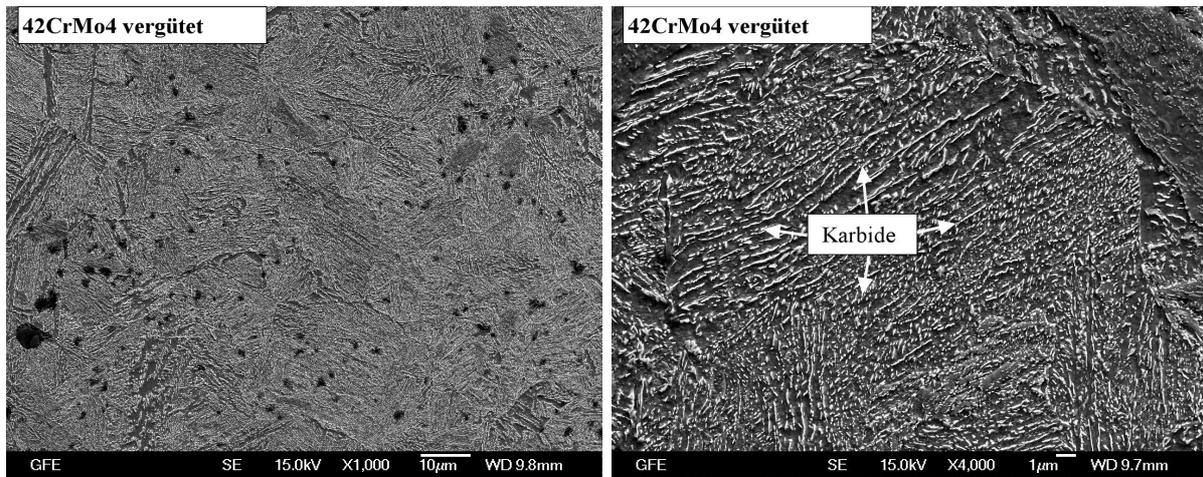
(g) Zustand 6 1000-fache Vergrößerung

(h) Zustand 6 4000-fache Vergrößerung

P: F-K₍₊₊₊₎, F-L₍₊₎S: Inter; M/A-G₍₊₎, K-R-C₍₊₊₊₎

Abbildung 6.10: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie für den TRIP2-Stahl im Zustand 3, 4, 5 und 6

Die REM-Aufnahmen des Referenzstahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand sind in **Abbildung 6.11** abgebildet, wobei **Abbildung 6.11a** die 1000-fache Aufnahme und **Abbildung 6.11b** die 4000-fache Aufnahme visualisiert. Die Aufnahmen zeigen ein überwiegend martensitisches Gefüge, welches eine große Menge an Karbiden beinhaltet.



(a) 1000-fache Vergrößerung

(b) 4000-fache Vergrößerung

Abbildung 6.11: Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskopie für den vergüteten 42CrMo4-Stahl

Die Übersicht der Einordnung nach dem Klassifizierungssystem nach Gerdemann für die Stähle TRIP1 und TRIP2 ist in **Tabelle 6.3** zu finden. Für alle untersuchten Zustände gilt, dass die Primärphase eine ferritische kubisch-raumzentrierte Struktur besitzt, die zumeist in Mischung lanzettenartig und körnig vorliegt. Allein der Zustand 1 des TRIP2-Stahls zeigt eine ausschließlich körnige Primärphase auf. Die Sekundärphase liegt in allen Fällen intergranular zwischen den ferritischen Lanzetten/Körnern vor und besteht aus Restaustenit und/oder Martensit/Austenit-Strukturen. Nur der Zustand 6 beim TRIP2-Werkstoff beinhaltet überwiegend runde und clusterartige Karbide ohne Restaustenitstrukturen als Sekundärphase. Die Morphologie der Sekundärphase beim Zustand 1 des TRIP1- und TRIP2-Stahls sowie beim Zustand 2 des TRIP2-Stahls ist bevorzugt inselartig.

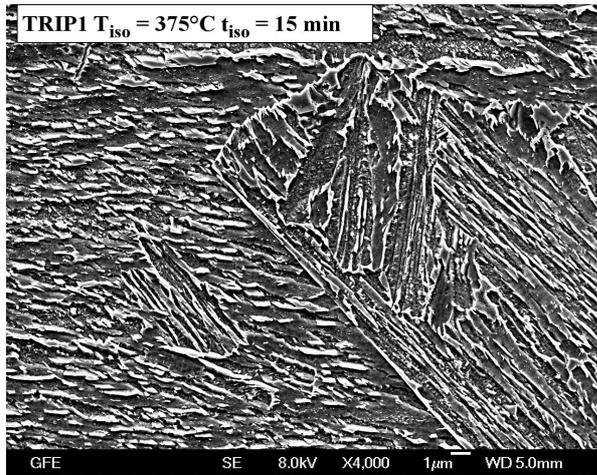
Tabelle 6.3: Quantitative Klassifikation der bainitischen Mikrostruktur anhand der Bainite Chart

| Material | Zustand | Primärphase | | Sekundärphase | | |
|----------|---------|------------------------------|-------------|----------------|------------------------------|---------------|
| | | kristallographische Struktur | Morphologie | Entstehungsort | kristallographische Struktur | Morphologie |
| TRIP1 | 1 | krz | L(+)/K(+++) | Inter | kfz/trz | F(+)/I(+++) |
| | 2 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 3 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 4 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 5 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| TRIP2 | 1 | krz | K | Inter | kfz/trz | I |
| | 2 | krz | L(+)/K(+++) | Inter | kfz/trz | F(+)/I(+++) |
| | 3 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 4 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 5 | krz | L(++)/K(++) | Inter | kfz/trz | F(++)/I(++) |
| | 6 | krz | L(+)/K(+++) | Inter | kfz/trz/hex | G(+)/R-C(+++) |

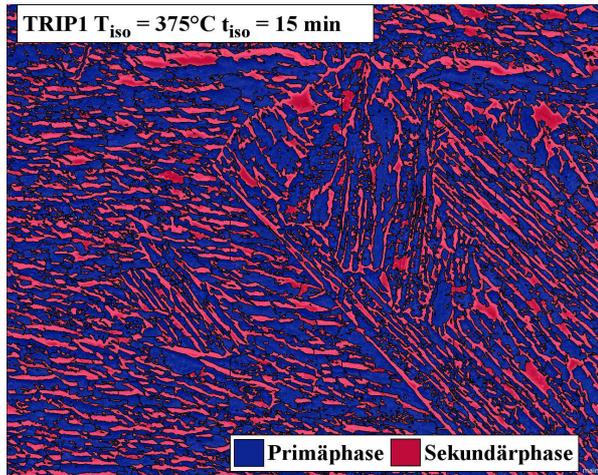
krz = kubisch raumzentriert; trz = tetragonal raumzentriert; hex = hexagonal
 L = Lanzettenartig; K = Körnig
 Inter = Intergranular
 F = Filmartig; I = Inselförmig; G = gestreckt; R-C = Rund und clusterartig
 + = geringer Anteil; ++ = mittlerer Anteil; +++ = hoher Anteil

Weitergehende Untersuchungen an den REM-Aufnahmen der Zustände 2 bis 5 des TRIP1-Stahls wurden mittels objektbasierter Bildanalyse durchgeführt. Hierbei wurde das Hauptaugenmerk auf die Primärphase gelegt.

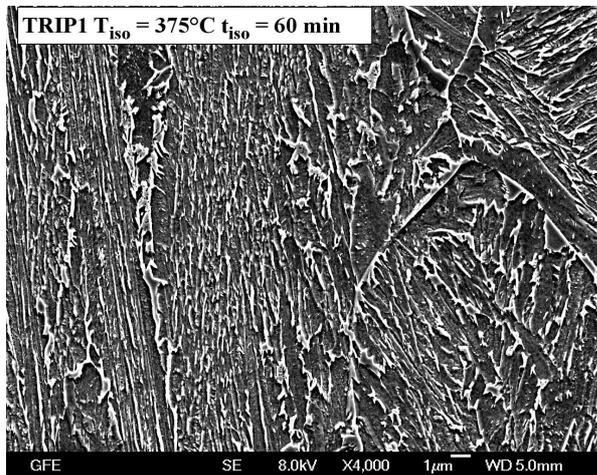
Der Vergleich zwischen den zur Analyse verwendeten REM-Aufnahmen und den grafischen Ergebnisdarstellungen der objektbasierten Bildanalyse für die Zustände 2, 3, 4 und 5 des TRIP1-Stahls sind in **Abbildung 6.12** aufgeführt. Die Bilder für Zustand 2 sind in **Abbildung 6.12a** und **Abbildung 6.12b**, für Zustand 3 in **Abbildung 6.12c** und **Abbildung 6.12d**, für Zustand 4 in **Abbildung 6.12e** und **Abbildung 6.12f** sowie für Zustand 5 in **Abbildung 6.12g** und **Abbildung 6.12h** abgebildet. Bei der grafischen Darstellung der objektbasierten Bildanalyseergebnisse wurde die Primärphase blau und die Sekundärphase rot anhand der Helligkeitsstufen der analysierten REM-Aufnahmen eingefärbt. Daraufgehend wurde die Klassifizierung sowie Vermessung dieser Klassen durchgeführt. Die Zahlenwerte dieser Vermessungen sind in **Tabelle 6.4** zu finden. Die Lanzettenlänge und -breite sowie der Flächenanteil des bainitischen Ferrits sind in dieser Tabelle aufgeführt. Hierbei handelt es sich um Durchschnittswerte von mehreren tausend vermessenen Strukturen. Ferner wurden die Flächen der 5 größten M/A-Strukturen in derselben Tabelle aufgelistet. Es zeigt sich, dass der bainitische Ferrit von Zustand 2 bis Zustand 4 signifikante Veränderungen bei Lanzettenlänge und -breite sowie beim Flächenanteil erfährt. Ein stetiger Anstieg dieser Werte für den bainitischen Ferrit ist von Zustand 2 auf Zustand 4 zu erkennen. Die Werte für die Primärphase des Bainits für die Zuständen 4 und 5 bewegen sich in einem vergleichbaren Größenbereich. Zusätzlich zeigt sich, dass die Fläche der 5 größten M/A-Strukturen von Zustand 2 bis Zustand 4 kontinuierlich abfällt und von Zustand 4 und Zustand 5 auf einen Wert stagniert.



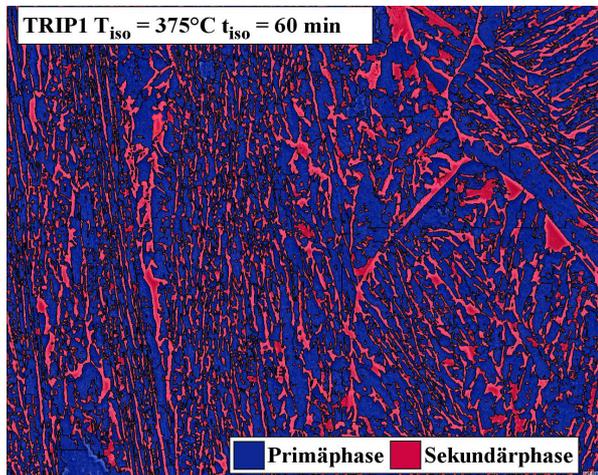
(a) REM-Aufnahme Zustand 2 4000-facher Vergrößerung



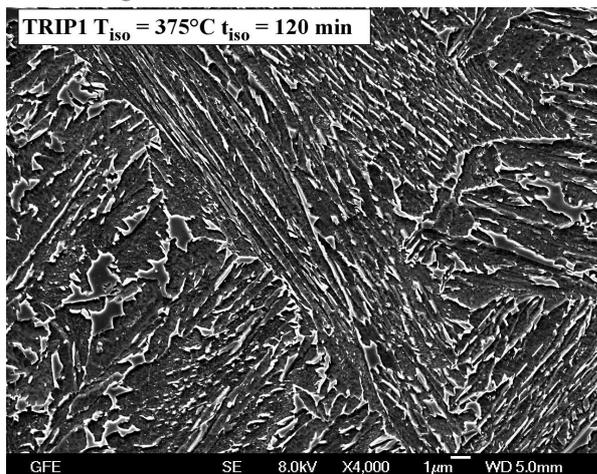
(b) Grafische Ergebnisdarstellung der objektbasierten Bildanalyse Zustand 2



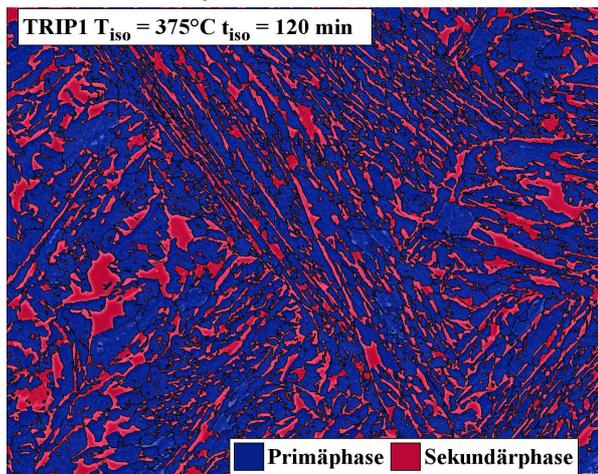
(c) REM-Aufnahme Zustand 3 4000-facher Vergrößerung



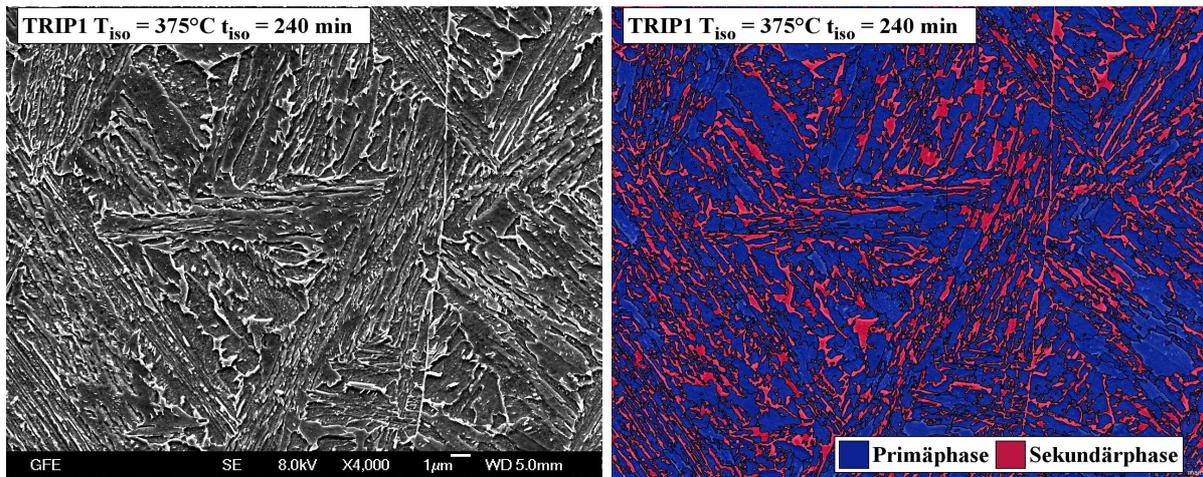
(d) Grafische Ergebnisdarstellung der objektbasierten Bildanalyse Zustand 3



(e) REM-Aufnahme Zustand 4 4000-facher Vergrößerung



(f) Grafische Ergebnisdarstellung der objektbasierten Bildanalyse Zustand 4



(g) REM-Aufnahme Zustand 5 4000-facher Vergrößerung (h) Grafische Ergebnisdarstellung der objektbasierten Bildanalyse Zustand 5

Abbildung 6.12: Vergleich der ursprünglichen REM-Aufnahmen mit der grafischen Ergebnisdarstellung der Klassifikation mittels objektbasierter Bildanalyse für den Stahl TRIP1 im Zustand 2, 3, 4 und 5

Tabelle 6.4: Zahlenwerte der Vermessungen mittels der objektbasierten Bildanalyse für den TRIP1-Stahl im Zustand 2, 3, 4 und 5

| Material | Zustand | Lanzettenlänge des bainitischen Ferrits [μm] | Lanzettenbreite des bainitischen Ferrits [μm] | Flächenanteil des bainitischen Ferrits [%] | Fläche der 5 größten M/A Strukturen [μm^2] |
|----------|---------|--|---|---|--|
| TRIP1 | 2 | 1,45 | 0,65 | 58,2 | 18,9 |
| | 3 | 1,63 | 0,75 | 61,9 | 17,3 |
| | 4 | 2,30 | 1,12 | 65,4 | 14,6 |
| | 5 | 2,27 | 0,99 | 65,8 | 14,6 |

6.3 Mechanische Eigenschaften

In diesem Kapitel werden die resultierenden mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Zustände des TRIP1-, TRIP2-Stahls sowie des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls dokumentiert. Hierbei wurden die statischen mechanischen Eigenschaften mittels Zugversuchen sowie Kerbschlagbiegeversuchen bei Raumtemperatur und die zyklischen mechanischen Eigenschaften anhand von Incremental-Step-Tests sowie Wöhler- und Gaßnersversuchen ermittelt. Im ersten Teil dieses Kapitels werden die statischen Eigenschaften dargelegt und im zweiten Teil wird näher auf die zyklischen Eigenschaften der Werkstoffe eingegangen.

6.3.1 Festigkeitsverhalten

Für alle Werkstoffe und Zustände wurden mittels Zugversuchen bei Raumtemperatur die jeweiligen Spannungs-Dehnungs-Kurven sowie die charakteristischen Kennwerte für die Festigkeit bzw. Dehnung ermittelt.

In **Tabelle 6.5** sind die Mittelwerte der mechanischen Kennwerte aus den Zugversuchen aufgelistet, die sich aus je drei Probenversuchen ergeben.

In **Abbildung 6.13** sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Zustände des TRIP1-Stahls sowie die Spannungs-Dehnungs-Kurve des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls dargestellt. Hierbei ist in **Abbildung 6.13a** der Vergleich aller Zustände des TRIP1-Werkstoffes und in **Abbildung 6.13b** der Vergleich aller Zustände des TRIP1-Werkstoffes mit dem Referenzstahl zu finden. Bei den Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen alle Zustände des TRIP1-Stahls einen kontinuierlichen Übergang von elastischen zum plastischen Bereich auf. Hierbei zeigt der Zustand 1 im Vergleich zu den anderen Spannungs-Dehnungs-Kurven einen geringfügig abgeflachten Verlauf bis zum Erreichen der maximalen Spannung (Zugfestigkeit). Im Gegensatz hierzu zeigt der martensitische 42CrMo4-Stahl im vergüteten Zustand einen prägnanten Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich. Dieser Übergang wird durch ein deutliches Abknicken der Spannungs-Dehnungs-Kurve im Vergleich zu den bei den TRIP-Werkstoffen vorhandenen kontinuierlichen Übergängen gekennzeichnet.

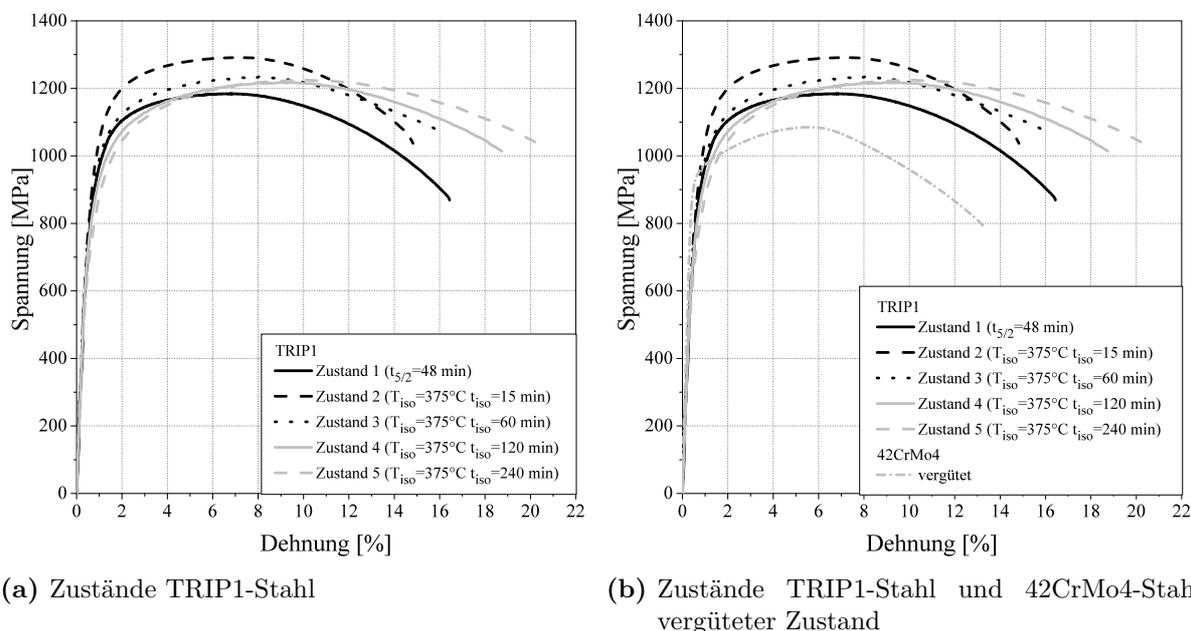


Abbildung 6.13: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen aller Zustände des TRIP1-Stahls und der Zustände des TRIP1-Stahls zum vergüteten 42CrMo4-Referenzstahl

In **Abbildung 6.14** sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Zustände des TRIP2-Stahls und die Spannungs-Dehnungs-Kurve des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls abgebildet. Hierbei ist in **Abbildung 6.14a** der Vergleich aller Zustände des TRIP2-Stahls und in **Abbildung 6.14b**

der Vergleich aller Zustände des TRIP2-Stahls mit dem Referenzstahl zu sehen. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen bei fast allen Zuständen des TRIP2-Stahls einen kontinuierlichen Übergang von elastischen zum plastischen Bereich. Einzig der Zustand 6 des TRIP2-Stahls zeigt, ähnlich wie der martensitischen Referenzstahl 42CrMo4, einen prägnanten Übergang von elastischen zu plastischen Bereich. Dieser wird durch ein deutliches Abknicken der Spannungs-Dehnungs-Kurve charakterisiert.

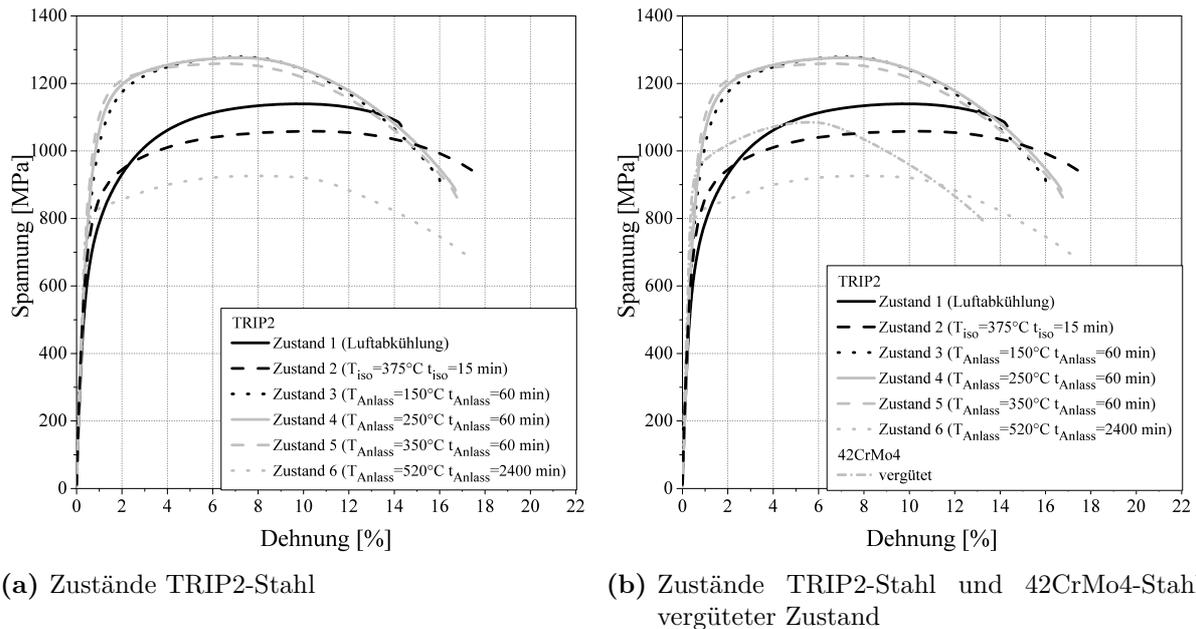


Abbildung 6.14: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen bei Raumtemperatur aller Zustände des TRIP2-Stahls und der Zustände des TRIP2-Stahls zum vergüteten 42CrMo4-Referenzstahl

Beim Vergleich der Kennwerte aus dem Zugversuch für den TRIP1-Stahl wird ein signifikanter Abfall der Streckgrenzen $R_{p0,2}$ von Zustand 2 (948 MPa) bis 5 (717 MPa) beim TRIP1-Werkstoff ersichtlich. Die Streckgrenze des Zustandes 1 (870 MPa) liegt zwischen derjenigen von Zustand 2 und 3 (841 MPa). Die Streckgrenze des vergüteten 42CrMo4-Stahls (954 MPa) liegt nur geringfügig höher als die Streckgrenze vom Zustand 2 des TRIP1-Werkstoffes. So können diese als vergleichbar angesehen werden. Bei der Zugfestigkeit R_m tritt ein Abfall beim TRIP1-Werkstoff von Zustand 2 (1280 MPa) bis Zustand 5 (1227 MPa) auf. Der Abfall von Zustand 2 zu 3 (1238 MPa) fällt am höchsten aus. Die Zugfestigkeit von Zustand 4 (1218 MPa) und 5 (1227 MPa) können als vergleichbar angesehen werden. Im Zustand 1 zeigt sich die geringste Zugfestigkeit (1187 MPa) bei den bainitischen TRIP1-Stahl. Die Zugfestigkeit des Referenzstahls im vergüteten Zustand liegt noch um ca. 100 MPa tiefer als der Wert des Zustandes 1 vom TRIP1-Stahl (1090 MPa). Aufgrund dieser Festigkeitswerte ist zusätzlich ein Abfall der Streckgrenzenverhältnisse $R_{p0,2}/R_m$ zwischen Zustand 2 (0,74) und Zustand 5 (0,58) zu beobachten. Das Streckgrenzenverhältnis von Zustand 1 (0,73) liegt in einem vergleichbaren Größenbereich zum Streckgrenzenverhältnis von Zustand 2. Der martensitische 42CrMo4-Referenzstahl zeigt im Vergleich hierzu ein deutlich höheres Streckgrenzenverhältnis von 0,87 auf.

Beim Vergleich der Dehnungskennwerte zeigt sich bei der Gleichmaßdehnung A_g einen stetiger Anstieg von Zustand 1 (5,5 %) bis Zustand 5 (9,2 %) beim TRIP1-Stahl. Die Gleichmaßdehnung des 42CrMo4-Referenzstahls liegt unterhalb der Werte aller Zustände des TRIP1-Werkstoffes. Bei der Bruchdehnung A_5 zeigt sich ebenfalls ein stetiger Anstieg von Zustandes 2 (15,0 %) bis Zustand 5 (19,3 %) beim TRIP1-Stahl. Hierbei ist die Bruchdehnungen von Zustand 1 (15,3 %) vergleichbar vergleichbar zu der Bruchdehnung von Zustand 2. Wiederum ist die Bruchdehnung des martensitischen 42CrMo4-Stahls (13,9 %) geringer im Vergleich zu den werten aller Zustände des TRIP1-Stahls.

Der Vergleich der Kennwerte für den TRIP2-Stahl spiegelt einen deutlichen Anstieg der Streckgrenzen von Zustände 1 (638 MPa) bis 5 (1000 MPa) wider. Beim Zustand 6 fällt die Streckgrenze auf 806 MPa. Der Zustand 5 des TRIP2-Werkstoffes besitzt eine signifikant höher Streckgrenze als der vergütete Vergleichswerkstoff 42CrMo4. Es wird ersichtlich, dass die Streckgrenzen des Zustandes 4 des TRIP2-Stahls (944 MPa), des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand (954 MPa) und des Zustandes 2 des TRIP1-Stahls (948 MPa) auf einem vergleichbaren Festigkeitsniveau sind. Die Zugfestigkeiten des TRIP2-Stahls in den Zuständen 1 (1141 MPa), 2 (1062 MPa) und 6 (929 MPa) sind deutlich geringere im Vergleich zu den Werten der Zuständen 3 (1275 MPa), 4 (1282 MPa) und 5 (1270 MPa). Der Kennwert der Zugfestigkeit beim 42CrMo4-Referenzstahl ist minimal höher als die Zugfestigkeit des Zustandes 2 des TRIP2-Stahls. Die Streckgrenzenverhältnisse des TRIP2-Stahls in den Zuständen 3, 4 und 5 sind aufgrund der ansteigenden Streckgrenze nicht auf einem vergleichbaren Niveau. Anstellen dessen ist eine steigende Tendenz von 0,69 bis 0,79 zu vermerken. Das höchste Streckgrenzenverhältnis, welches identisch mit demjenigen des 42CrMo4-Stahls ist, liegt beim Zustand 6 vor (0,87). Beim Zustand 1 hingegen liegt das geringste Verhältnis zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit vor (0,56). Die Ergebnisse für das Streckgrenzenverhältnis von Zustand 2 und 3 des TRIP2-Stahls sind mit 0,69 identisch.

Der Vergleich der Dehnungskennwerte zeigt, dass bei den ersten beiden Zuständen des TRIP2-Stahls die höchsten Gleichmaßdehnungen vorliegen. Das bedeutet, dass beim Zustand 1 eine Gleichmaßdehnung von 9,4 % und beim Zustand 2 eine Gleichmaßdehnung von 9,9 % auftritt. Die Werte für die Gleichmaßdehnung der anderen Zustände zeigen keine klare Tendenz und liegen zwischen 5,9 % (Zustand 4) und 7,1 % (Zustand 3). Der 42CrMo4-Referenzstahl besitzt eine geringer Gleichmaßdehnung im Vergleich zu den Werten aller Zustände des TRIP2-Stahls. Bei der Bruchdehnung liegt der höchste Wert beim Zustand 2 (18,0 %) und der geringste beim Zustand 1 (13,8 %) vor. Der Bruchdehnungswert beim Zustand 1 des TRIP2-Werkstoffes liegt auf einem vergleichbaren Dehnungsniveau wie der Wert beim 42CrMo4-Stahl im vergüteten Zustand (13,9 %). Bei den anderen Zuständen ist keine stetig ansteigende oder abfallende Tendenz zu erkennen. Weiterhin ist ersichtlich, dass die Werte für die Zustände 4 und 5 mit 16,4 % identisch sind.

Die Werte des vergüteten Referenzwerkstoffes repräsentieren die üblichen Anforderungen der Schmiedeindustrie an Festigkeit und Dehnung von Werkstoffen für gesenkgeschmiedete Bauteile.

Tabelle 6.5: Festigkeits- und Dehnungswerte aller Zustände des TRIP1-, TRIP2-Stahls sowie des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand nach Zugversuchen bei Raumtemperatur

| Material | Zustand | $R_{p0,2}$ [MPa] | R_m [MPa] | $R_{p0,2}$ / R_m | A_g [%] | A_5 [%] |
|----------|----------|---------------------|----------------|-----------------------|--------------|--------------|
| TRIP1 | 1 | 870 | 1187 | 0,73 | 5,5 | 15,3 |
| | 2 | 948 | 1280 | 0,74 | 5,9 | 15,0 |
| | 3 | 841 | 1238 | 0,68 | 7,2 | 16,2 |
| | 4 | 760 | 1218 | 0,62 | 9,0 | 18,8 |
| | 5 | 717 | 1227 | 0,58 | 9,2 | 19,3 |
| TRIP2 | 1 | 638 | 1141 | 0,56 | 9,4 | 13,8 |
| | 2 | 734 | 1062 | 0,69 | 9,9 | 18,0 |
| | 3 | 886 | 1275 | 0,69 | 6,6 | 15,6 |
| | 4 | 944 | 1282 | 0,74 | 7,1 | 16,4 |
| | 5 | 1000 | 1270 | 0,79 | 5,9 | 16,4 |
| | 6 | 806 | 929 | 0,87 | 7,0 | 14,8 |
| 42CrMo4 | vergütet | 954 | 1090 | 0,87 | 4,9 | 13,9 |

6.3.2 Zähigkeitsverhalten

Die für das Zähigkeitsverhalten charakteristische Kerbschlagarbeit (K_V) wurde über die Kerbschlagbiegeversuche bei Raumtemperatur für alle drei Werkstoffe und alle Zustände ermittelt. Die jeweiligen Kerbschlagarbeiten werden im Folgenden näher betrachtet.

In **Abbildung 6.15** sind die Kerbschlagarbeiten aller Zustände des TRIP1 (schwarze Vierecke) und aller Zustände des TRIP2-Stahls (graue Dreiecke) vergleichend dargestellt. Die Kerbschlagarbeiten wurden jeweils aus drei Probenversuchen gemittelt. Des Weiteren sind die dazu gehörigen Zahlenwerte sowie der Zahlenwert der Kerbschlagarbeit des Referenzwerkstoffes 42CrMo4 im vergüteten Zustand in **Tabelle 6.6** verzeichnet. Hierbei zeigt sich, dass beim TRIP1-Stahl von Zustand 1 zu Zustand 2 ein minimaler Anstieg der Kerbschlagarbeit von 46 J auf 53 J vorliegt. Hierauf folgt beim TRIP1-Stahl ein kontinuierlicher Abfall von jeweils ca. 3 J zwischen Zustand 2 und Zustand 5, also von 53 J bis auf 40 J. Beim TRIP2-Stahl zeigen sich in den Zuständen 1 und 2 deutlich geringere Kerbschlagarbeiten (9 J bzw. 16 J) im Vergleich zu den Werten der Zustände 1 und 2 beim TRIP1-Stahl. Hingegen ist anschließend ein signifikanter Anstieg zwischen Zustand 2 und Zustand 5 zu erkennen. In Zahlen kann dieser Anstieg von 16 J auf 83 J beziffert werden. Im Zustand 6 fällt die Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur jedoch rapide auf 8 J ab. Im Vergleich zum vergüteten 42CrMo4-Stahl (51 J) werden im Zustand 2 beim TRIP1-Stahl und im Zustand 3 beim TRIP2-Stahl vergleichbare Ergebnisse für die Zähigkeit erzielt. Die Zustände 4 und 5 des TRIP2-Stahls bewirken deutlich verbesserte Kerbschlagarbeiten im Vergleich zum Referenzstahl. Die Zustände 1, 2 und 6 des TRIP2-Stahls zeigen sich nicht vorteilhaft für Zähigkeitseigenschaften. Deren Werte liegen unter den typischerweise in der Schmiedeindustrie geforderten 27 J bei Raumtemperaturen.

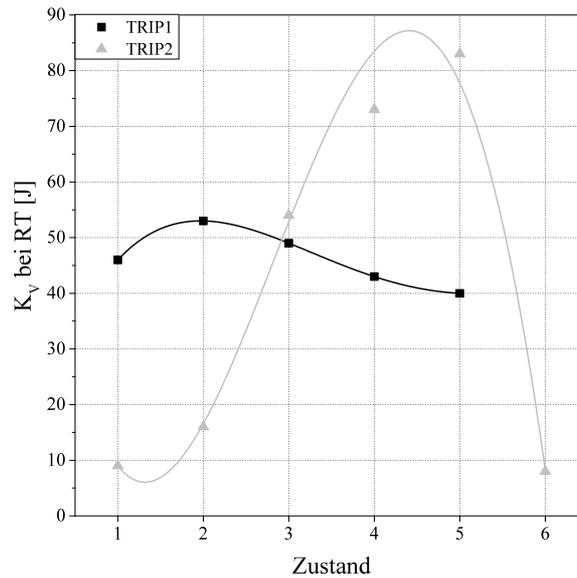


Abbildung 6.15: Vergleich Kerbschlagbiegearbeiten bei Raumtemperatur aller Zustände des TRIP1- und TRIP2-Stahls

Tabelle 6.6: Zähigkeitswerte aller Zustände des TRIP1-, TRIP2-Stahls sowie des 42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand nach Kerbschlagbiegeversuchen bei Raumtemperatur

| Material | Zustand | K_V bei Raumtemperatur [J] |
|----------|----------|---------------------------------|
| TRIP1 | 1 | 46 |
| | 2 | 53 |
| | 3 | 49 |
| | 4 | 43 |
| | 5 | 40 |
| TRIP2 | 1 | 9 |
| | 2 | 16 |
| | 3 | 54 |
| | 4 | 73 |
| | 5 | 83 |
| | 6 | 8 |
| 42CrMo4 | vergütet | 51 |

6.3.3 Zyklisches Werkstoffverhalten

6.3.3.1 Incremental Step Test

Um das zyklische Werkstoffverhalten der unterschiedlichen Stähle bewerten zu können, wurden dehnungsgeregelte Incremental Step Tests durchgeführt. Anhand dieser Untersuchungsmethode kann sowohl die zügige als auch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve zur Beurteilung des

zyklischen Werkstoffverhaltens ermittelt werden. Sowohl der vergütete 42CrMo4-Referenzstahls, die Zustände 1, 2, 3 sowie 5 vom TRIP1-Stahl als auch die Zustände 1 bis 5 vom TRIP2-Stahl wurden mit Hilfe dieser Methode untersucht.

In **Abbildung 6.16** sind beispielhaft die Hysteresen der ersten fünf Schwingspiele aus dem Incremental Step Test für den vergüteten Referenzwerkstoffes 42CrMo4 **Abbildung 6.16a** und den TRIP1-Stahls im Zustand 2 (**Abbildung 6.16b**) dargestellt. Hierbei zeigt sich, dass beim 42CrMo4-Stahl die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve bzw. Erstbelastungskurve (gestrichelte Linie) oberhalb der Hysteresen gelegen ist. Im Vergleich hierzu zeigt sich beim TRIP1-Stahl, dass die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve bzw. Erstbelastungskurve unterhalb der Hysteresen verläuft.

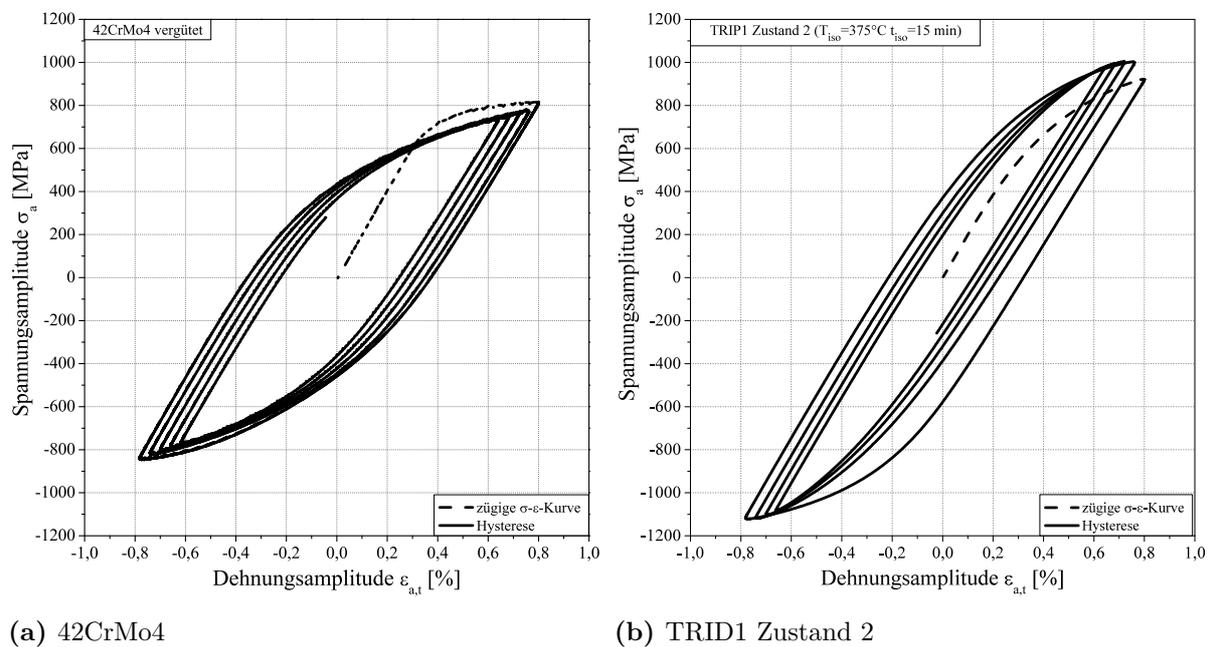


Abbildung 6.16: Vergleich der ersten fünf Hysteresen und der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand und des TRIP1-Stahls im Zustand 2

Aus den Hysteresen werden, wie in **Kapitel 5.7.3.1** beschrieben, die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt. Es zeigt sich, dass die aus den Hysteresen ermittelte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve des Referenzwerkstoffes 42CrMo4 im vergüteten Zustand unterhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt. In **Abbildung 6.17** ist dieser Zusammenhang grafisch dargestellt.

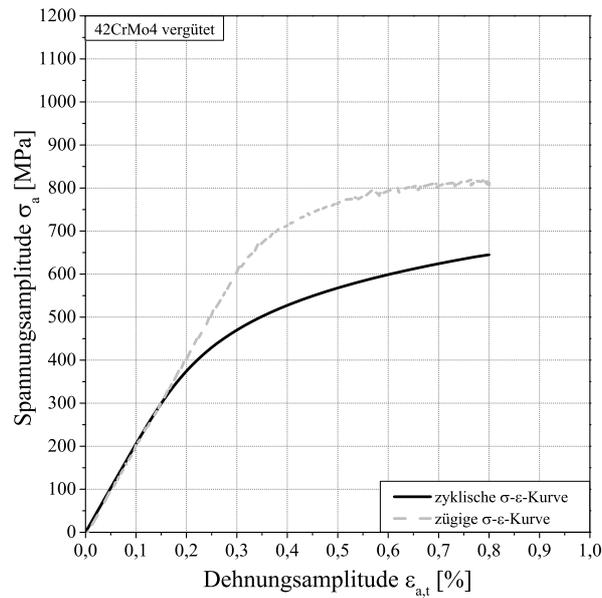
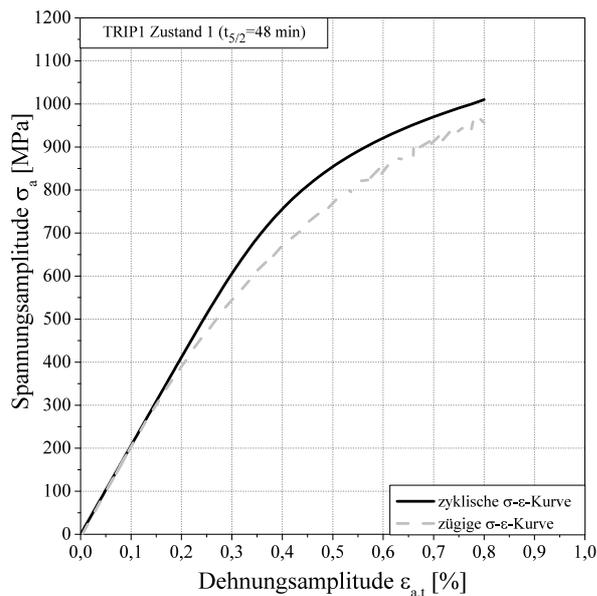
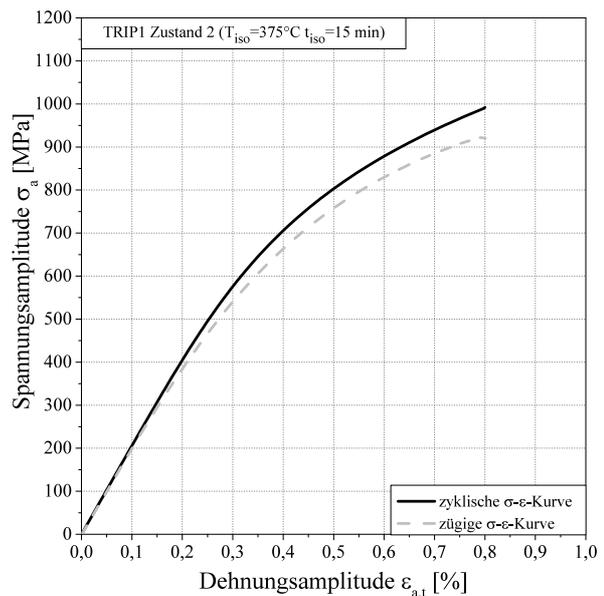


Abbildung 6.17: Zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve des 42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand

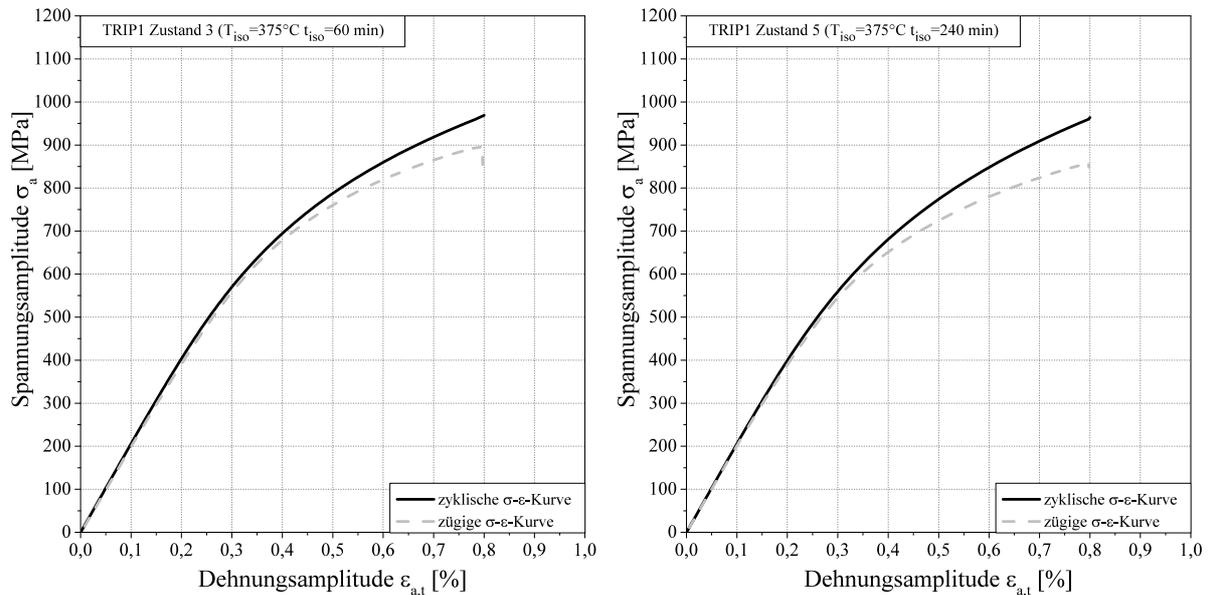
Bei allen Zuständen des TRIP1-Werkstoffs zeigt sich, dass die aus den Hysteresen ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven oberhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve verlaufen. Die entsprechenden vergleichenden Darstellungen der Zustände vom TRIP1-Stahl sind in **Abbildung 6.18** dargestellt. Hierbei ist in **Abbildung 6.18a** der Vergleich für Zustand 1, in **Abbildung 6.18b** der Vergleich für Zustand 2, in **Abbildung 6.18c** der Vergleich für Zustand 3 und in **Abbildung 6.18d** der Vergleich für Zustand 5 visualisiert.



(a) Zustand 1



(b) Zustand 2

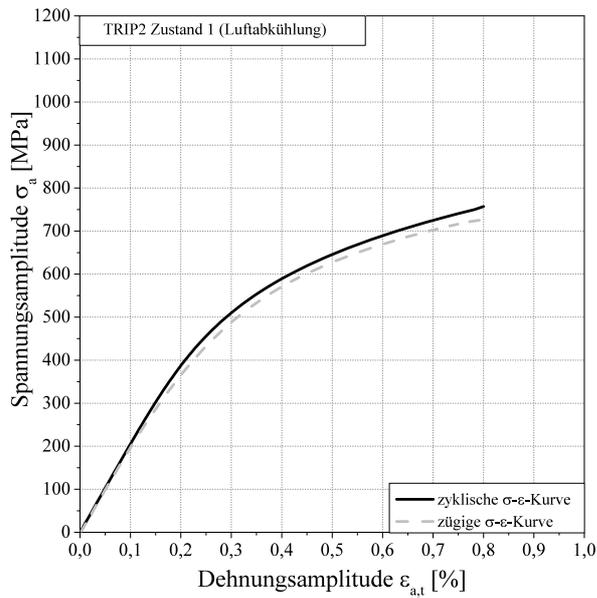


(c) Zustand 3

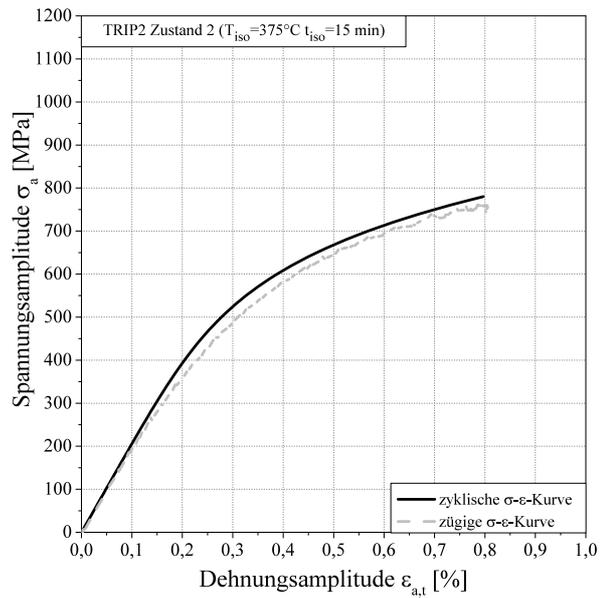
(d) Zustand 5

Abbildung 6.18: Zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven des TRIP1-Stahls im Zustand 1, 2, 3 und 5 aus dem Incremental Step Test bei Raumtemperatur

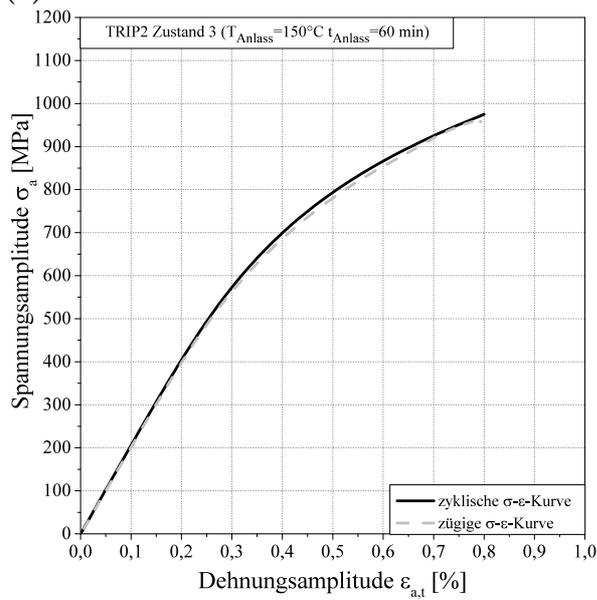
Beim Vergleich der Verläufe der zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungskurven für den Werkstoff TRIP2 zeigt sich ein Einfluss der verschiedenen Zustände auf das Werkstoffverhalten unter zyklischer Belastung. Die entsprechenden Diagramme der Zustände vom TRIP2-Stahl sind in **Abbildung 6.19** zu sehen. Hierbei ist in **Abbildung 6.19a** der Vergleich für Zustand 1, in **Abbildung 6.19b** der Vergleich für Zustand 2, in **Abbildung 6.19c** der Vergleich für Zustand 3, in **Abbildung 6.19d** der Vergleich für Zustand 4 und in **Abbildung 6.19e** der Vergleich für Zustand 5 zu finden sind. Es zeigt sich, dass in den Zuständen 1 und 2 die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven oberhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurven liegen. Hierbei ist zu erwähnen, dass im Vergleich zu den Zuständen des TRIP1-Stahls augenscheinlich die zügigen sowie die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven näher aneinander liegen. Beim Zustand 3 liegt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve nur noch geringfügig oberhalb der zügigen Kurve. Beim Zustand 4 verlaufen die Erstbelastungskurve (zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve) und die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve nahezu identisch. Im Zustand 5 liegt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve unterhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve.



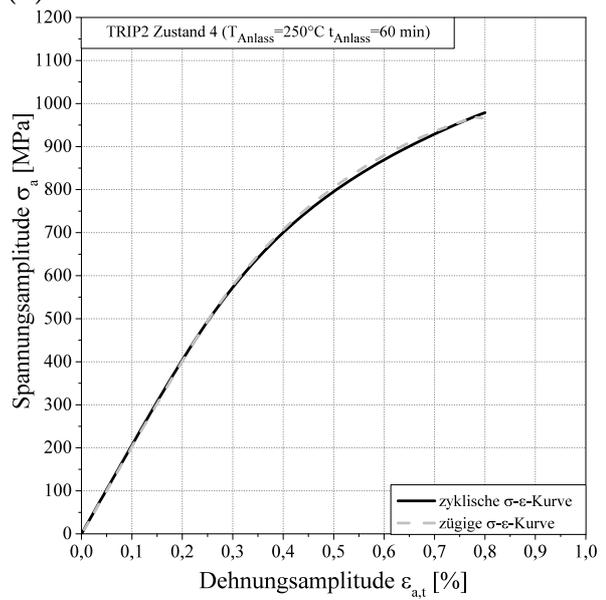
(a) Zustand 1



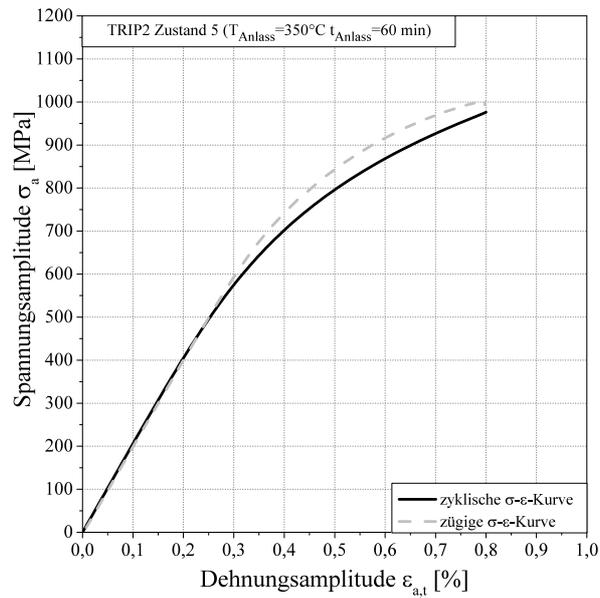
(b) Zustand 2



(c) Zustand 3



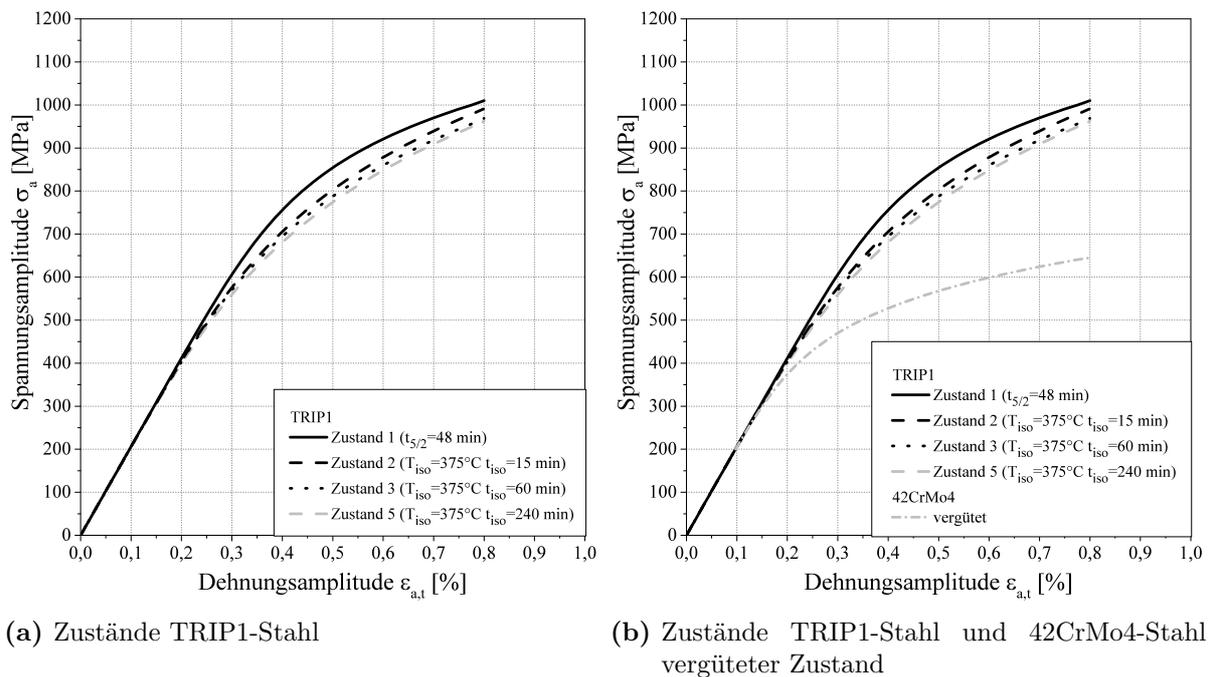
(d) Zustand 4



(e) Zustand 5

Abbildung 6.19: Zügige und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven des TRIP2-Stahls im Zustand 1, 2, 3, 4 und 5 aus dem Incremental Step Test bei Raumtemperatur

In **Abbildung 6.20** sind die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Zustände des TRIP1-Werkstoffes und im Vergleich zu der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls dargestellt. Hierbei ist in **Abbildung 6.20a** der Vergleich aller Zustände des TRIP1-Stahls und in **Abbildung 6.20b** der Vergleich aller Zustände des TRIP1-Stahls mit dem Referenzstahl zu finden. Beim Vergleich aller Zustände des TRIP1-Stahls wird deutlich, dass die Kurve des Zustandes 1 am höchsten verläuft und die Kurven der weiteren Zustände kontinuierlich abfallen. Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve des 42CrMo4-Referenzstahls liegt deutlich unter den Kurven aller Zustände des TRIP1-Materials.



(a) Zustände TRIP1-Stahl

(b) Zustände TRIP1-Stahl und 42CrMo4-Stahl vergüteter Zustand

Abbildung 6.20: Vergleich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aus dem Incremental Step Test bei Raumtemperatur aller Zustände vom TRIP1-Stahl und der vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls

In **Abbildung 6.21** sind die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aller Zustände des TRIP2-Werkstoffes und im Vergleich zu der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls abgebildet. Hierbei ist in **Abbildung 6.21a** der Vergleich aller Zustände und in **Abbildung 6.21b** der Vergleich aller Zustände des TRIP2-Stahls mit dem Referenzstahl zu finden. Es zeigt sich, dass die Kurve vom Zustand 1 des TRIP2-Werkstoffes im Vergleich zu den anderen Zuständen am niedrigsten liegt. Die Kurve des Zustandes 2 verläuft minimal höher. Die Kurven von Zustand 3, 4 und 5 zeigen einen vergleichbaren Verlauf und liegen deutlich höher als die Kurven von Zustand 1 und 2. Wiederum liegt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve des vergüteten 42CrMo4-Stahls unterhalb der zyklischen Spannung-Dehnungskurven aller Zustände des bainitischen TRIP2-Stahls.

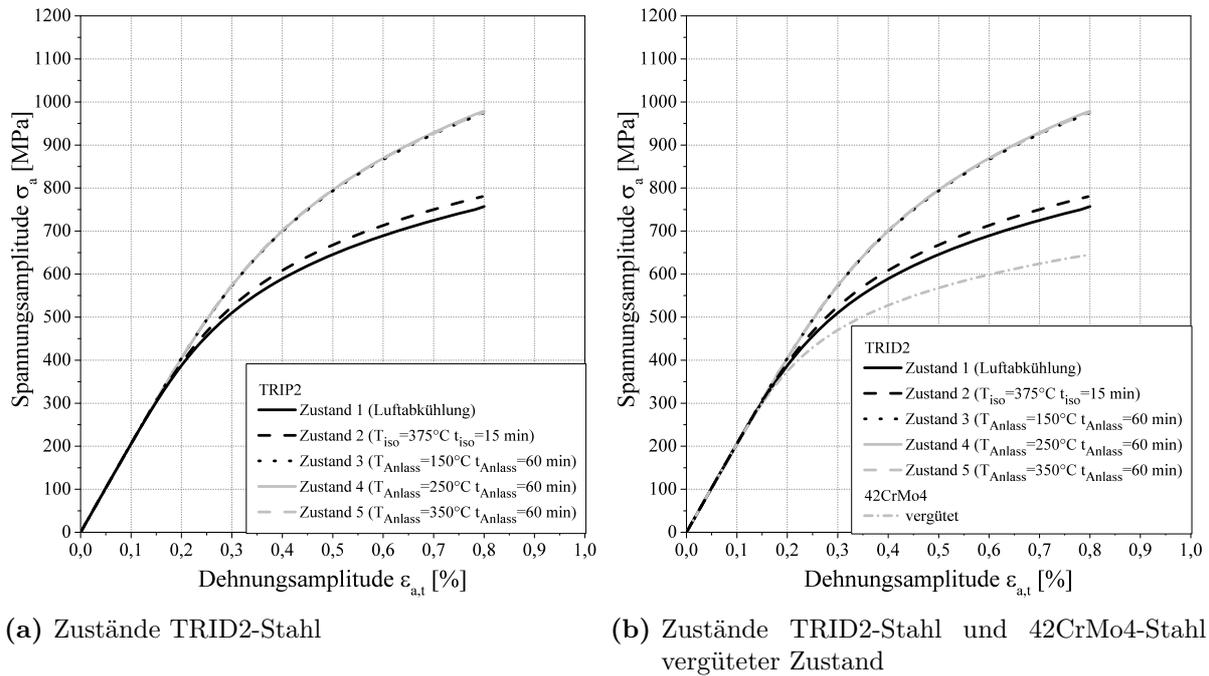


Abbildung 6.21: Vergleich der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aus dem Incremental Step Test bei Raumtemperatur aller Zustände vom TRIP2-Stahl und der vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls

Die resultierenden Kennwerte aus den Incremental Step Tests der TRIP-Stähle sowie des 42CrMo4-Stahls sind in **Tabelle 6.7** verzeichnet. Beim Vergleich der zyklischen Kennwerte aus dem Incremental Step Test für den TRIP1-Stahl wird ein signifikanter Abfall der zyklischen Streckgrenzen $R_{p0,2}$ von Zustand 1 (956 MPa) bis 5 (856 MPa) ersichtlich. Die zyklische Streckgrenze des vergüteten 42CrMo4-Stahls liegt mit 560 MPa noch deutlich niedriger. Bei der Spannungsamplitude bei der maximalen Dehnungsamplitude ($\sigma_a(\varepsilon_{a,t,max} = 0,8\%)$) ist ebenfalls ein Abfall beim TRIP1-Stahl von Zustand 1 (1010 MPa) bis Zustand 5 (964 MPa) zu erkennen. Die Spannungsamplitude des Referenzstahls im vergüteten Zustand liegt deutlich unterhalb der Werte der Zustände des bainitischen TRIP1-Werkstoffes. Mit 646 MPa liegt die Spannungsamplitude des Referenzstahls fast 300 MPa tiefer als die geringste Spannungsamplitude beim TRIP1-Werkstoff (Zustand 5). Der zyklische Verfestigungskoeffizient K' zeigt sich beim Zustand 1 mit 2125 MPa vergleichsweise am geringsten und bei Zustand 5 mit 3422 MPa am höchsten bei den Zuständen des TRIP1-Stahls. Es ist jedoch kein kontinuierlicher Anstieg von Zustand 1 bis Zustand 5 zu erkennen. Der Zustand 2 weist zwar mit 3092 MPa einen deutlich höheren Wert als Zustand 1 auf. Jedoch liegt Zustand 3 mit 3017 MPa unterhalb des Wertes von Zustand 2. Der vergütete 42CrMo4-Referenzstahl zeigt, ähnlich wie bei der zyklischen Streckgrenze, wieder einen deutlich geringeren Wert mit 1546 MPa auf. Der Vergleich des zyklischen Verfestigungsexponenten n' weist ein kontinuierlichen Anstieg von Zustand 1 bis Zustand 5 beim TRIP1-Stahl auf (von 0,129 bis 0,221). Hierbei ist zu erwähnen, dass die Werte des Zustand 2 (0,198) und Zustand 3 (0,200) in einem vergleichbaren Größenbereich liegen. Der zyklische Verfestigungsexponent des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand liegt zwar mit 0,163 höher als der Wert des

Zustands 1. Jedoch ist der zyklische Verfestigungsexponent des 42CrMo4-Stahls niedriger als alle anderen Werte des TRIP1-Werkstoffes.

Die zyklischen Streckgrenzen des TRIP2-Stahls untermauern den Verlauf der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven. Beim Zustand 1 des TRIP2-Stahls liegt die zyklische Streckgrenze mit 661 MPa am geringsten. Der Wert für Zustand 2 liegt mit 682 MPa minimal höher. Die Ergebnisse von Zustand 3 (885 MPa), 4 (889 MPa) und 5 (888 MPa) sind vergleichbar und am höchsten für den TRIP2-Stahl. Die zyklische Streckgrenze des vergüteten 42CrMo4-Stahls ist mit 560 MPa um ca. 100 MPa niedriger als der niedrigste Wert des TRIP2-Stahls (Zustand 1). Die Wertedifferenz der zyklischen Streckgrenze zwischen TRIP2-Stahl und 42CrMo4-Referenzstahl ist nicht so hoch wie die Differenz zwischen TRIP1-Stahl und Referenzstahl. Bei der Spannungsamplitude bei der maximalen Dehnungsamplitude ($\sigma_a(\varepsilon_{a,t,max} = 0,8\%)$) zeigen sich vergleichbare Verhältnisse wie bei den zyklischen Streckgrenzen bei den einzelnen Zustände des TRIP2-Werkstoffes. Denn der Wert des Zustands 1 ist mit 757 MPa am geringsten und wird nur minimal durch den Wert des Zustandes 2 (782 MPa) übertroffen. Die Spannungsamplituden der Zustände 3, 4 und 5 liegen wiederum mit 975 MPa, 979 MPa und 976 MPa in einem vergleichbaren Größenbereich. Ebenfalls zeigen sich diese Werte im Vergleich zu den Zuständen 1 und 2 deutlich höher. Der Referenzstahl im vergüteten Zustand besitzt mit 646 MPa eine um ca. 90 MPa geringere Spannungsamplitude im Vergleich zum geringsten Werte beim Zustand 1 des TRIP2-Stahls (757 MPa). Der zyklische Verfestigungskoeffizient bei Zustand 1 des TRIP2-Stahls ist mit 1959 MPa am geringsten. Beim Zustand 2 wird ein höherer Wert für den zyklischen Verfestigungskoeffizienten von 2079 MPa erzielt. Die Zuständen 3, 4 und 5 des TRIP2-Stahls besitzen zwar signifikant höhere Werte für den zyklischen Verfestigungskoeffizienten im Vergleich zu den Zuständen 1 und 2 desselben Stahls. Jedoch liegen hier nicht, wie bei der zyklischen Streckgrenze und der Spannungsamplitude bei maximaler Dehnungsamplitude, in diesen drei Zuständen vergleichbare Werte vor. Von Zustand 3 mit 3006 MPa zu Zustand 4 mit 3064 MPa ist ein Anstieg von ca. 60 MPa zu verzeichnen. Jedoch fällt beim Zustand 5 der zyklische Verfestigungskoeffizient auf 2940 MPa ab. Der zyklische Verfestigungskoeffizient des vergüteten 42CrMo4-Stahl ist mit 1546 MPa vergleichsweise deutlich geringer. Der Vergleich der zyklischen Verfestigungsexponenten der Zustände des TRIP2-Stahls zeigt, dass beim Zustand 1 (0,175) und Zustand 2 (0,179) vergleichbare Werte auftreten. Die Werte der Zustände 3 (0,197) und 4 (0,199) und 5 (0,193) weisen eine Vergleichbarkeit auf und liegen höher als die Werte der Zustände 1 und 2. Der zyklische Verfestigungsexponent des 42CrMo4-Stahls liegt mit 0,163 niedriger als alle Werte des TRIP2-Werkstoffes.

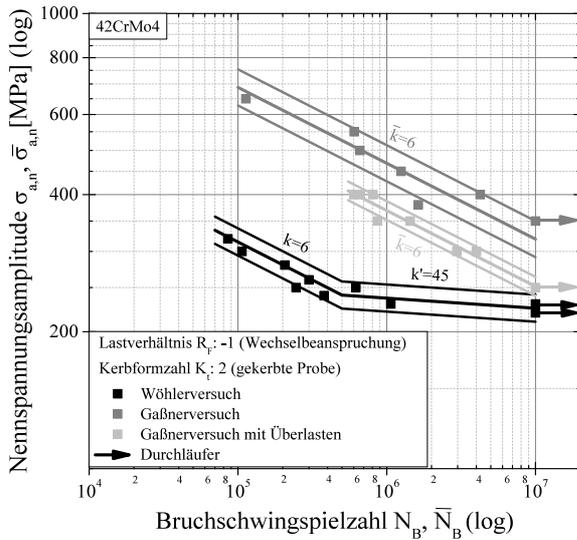
Tabelle 6.7: Zyklische Kennwerte aller Zustände des TRIP1-, TRIP2-Stahls sowie des 42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand nach Incremental Step Test bei Raumtemperatur

| Material | Zustand | K' [MPa] | n' | $R_{p0,2}'$ [MPa] | $\sigma_a(\varepsilon_{a,t,max} = 0,8\%)$ [MPa] |
|----------|----------|---------------|-------|----------------------|--|
| TRIP1 | 1 | 2125 | 0,129 | 956 | 1005 |
| | 2 | 3092 | 0,198 | 904 | 995 |
| | 3 | 3017 | 0,200 | 870 | 969 |
| | 4 | n.b. | n.b. | n.b. | n.b. |
| | 5 | 3422 | 0,221 | 856 | 964 |
| TRIP2 | 1 | 1959 | 0,175 | 661 | 757 |
| | 2 | 2079 | 0,179 | 682 | 782 |
| | 3 | 3006 | 0,197 | 885 | 975 |
| | 4 | 3064 | 0,199 | 889 | 979 |
| | 5 | 2940 | 0,193 | 888 | 976 |
| | 6 | n.b. | n.b. | n.b. | n.b. |
| 42CrMo4 | vergütet | 1546 | 0,163 | 560 | 646 |

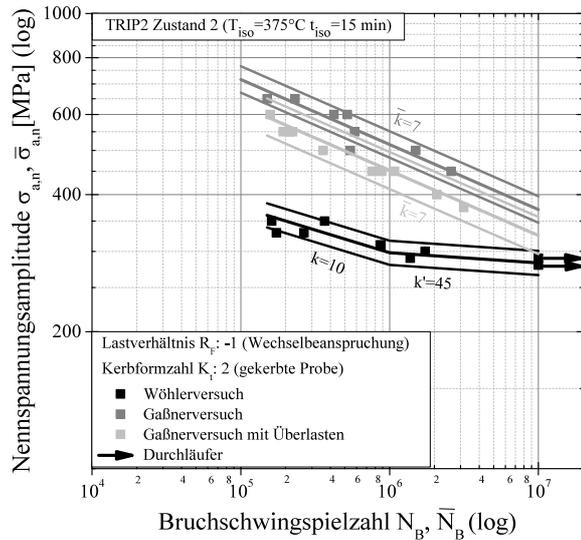
n.b.=nicht bestimmt

6.3.3.2 Wöhler- und Gaßnersversuche

Zur Untersuchung des Einflusses von konstanten und variablen Beanspruchungsamplituden auf die Lebensdauern wurden kraftgeregelte Wöhler- und Gaßnersversuche durchgeführt. Die Gaßnersversuche wurden sowohl mit als auch ohne Überlasten gefahren. Es wurden gekerbten Werkstoffproben ($K_t \approx 2$; Abbildung 5.18) des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls und des TRIP2-Stahls im Zustand 2 genutzt. Als Wechselbelastung wurde $R = -1$ angewendet. Die resultierenden Lebensdauerkurven für den Zustand 2 des TRIP2-Stahls und für den vergüteten 42CrMo4-Stahl sind in **Abbildung 6.22** dargestellt. Hierbei sind in **Abbildung 6.22a** die Kurven des vergüteten 42CrMo4-Referenzstahls und in **Abbildung 6.22b** die Kurven vom TRIP2-Stahl in Zustand 2 abgebildet. Die Lebensdauerkurven des Referenzwerkstoffes im vergüteten Zustand liegen augenscheinlich niedriger als die Lebensdauerkurven des TRIP2-Stahls im Zustand 2.



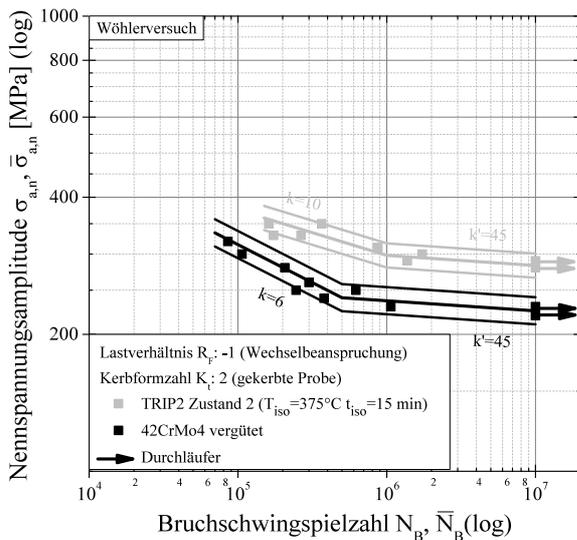
(a) 42CrMo4-Stahl



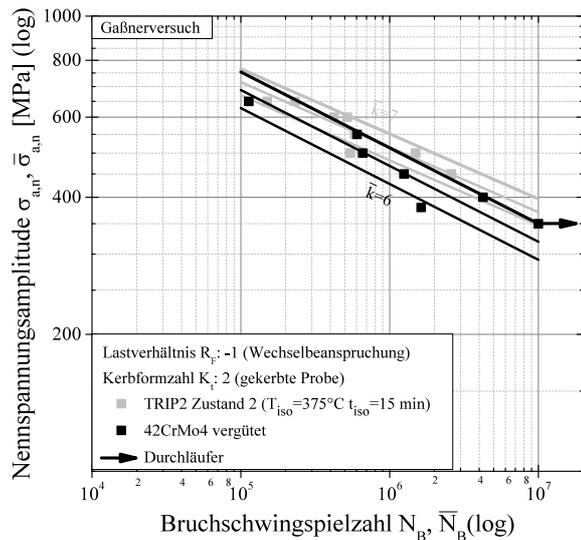
(b) TRIP2-Stahl Zustand 2

Abbildung 6.22: Vergleich der Wöhler- und Gaßnerlinien sowie Gaßnerlinien mit Überlast des 42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand und des TRIP2-Stahls im Zustand 2

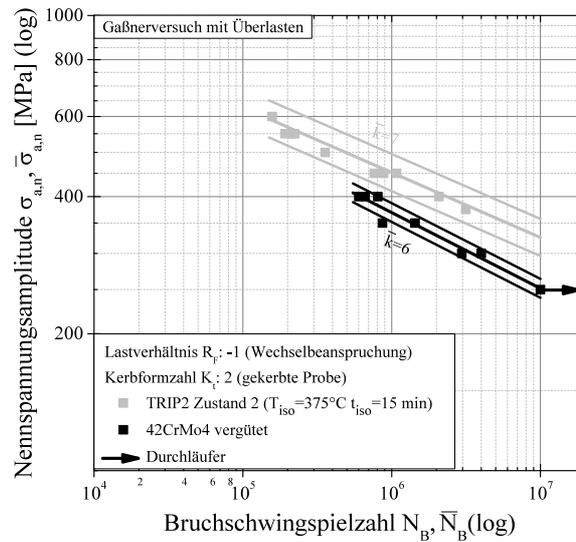
Die Vergleichsdarstellungen der Wöhler- und Gaßnerlinien der beiden Werkstoffe sind in **Abbildung 6.23** zu finden. In **Abbildung 6.23a** sind die Wöhlerlinien der Stähle, in **Abbildung 6.23b** sind die Gaßnerlinien bei Belastungen ohne Überlasten und in **Abbildung 6.23c** sind die Gaßnerlinien bei Belastung mit Überlasten dargestellt. Es zeigt sich, dass die jeweiligen Lebensdauerlinien aus den Wöhler- und Gaßnerversuchen des TRIP2-Stahls in Zustand 2 (graue Linien und Punkte) oberhalb der jeweiligen Lebensdauerlinien des Referenzstahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand (schwarze Linien und Punkte) liegen.



(a) Vergleich Wöhlerlinien



(b) Vergleich Gaßnerlinien ohne Überlasten



(c) Vergleich Gaßnerlinien mit Überlasten

Abbildung 6.23: Direkter Vergleich der Wöhler- und Gaßnerlinien (mit und ohne Überlast) vom 42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand zum TRIP2-Stahl im Zustand 2

Die resultierenden Schwingfestigkeitskennwerte der kraftgeregelten Wöhler- und Gaßnerversuche der beiden Stähle sind in **Tabelle 6.8** aufgelistet. Der Vergleich der zyklischen Kennwerte aus Wöhler- und Gaßnerversuchen in Tabelle 6.8 verdeutlicht die höheren zyklischen Eigenschaften des TRIP-Stahls. Die Spannungsamplitude bei $N_G=1 \cdot 10^7$ Schwingspielen aus dem Wöhlerversuch liegt beim TRIP2-Stahl im Zustand 2 bei 283 MPa und ist um 54 MPa bzw. ca. 24 % höher als diejenige des 42CrMo4-Referenzstahls (229 MPa). Die Spannungsamplituden bei $N_G=1 \cdot 10^7$ Schwingspielen aus den Gaßnerversuchen mit und ohne Überlasten des Zustandes 2 des TRIP2-Werkstoffes sind höher als die jeweiligen Werte des 42CrMo4-Referenzstahls. So konnte bei den Gaßnerversuchen ohne Überlasten eine Festigkeitssteigerung von 52 MPa bzw. ca. 16 % und bei den Gaßnerversuchen mit Überlasten sogar eine Festigkeitssteigerung von 74 MPa bzw. ca. 30 % beim TRIP2-Stahl im Vergleich zum 42CrMo4-Stahl erzielt werden.

Die Neigung der Wöhlerlinie des TRIP2-Stahls beträgt $k = 10$ und nimmt infolge der Belastung mit variablen Amplitude auf $k = 7$ ab. Die Neigung der Lebensdauerlinien des vergüteten 42CrMo4-Stahl verbleibt auf $k = 6$ unter zyklischer Beanspruchung mit konstanten als auch mit variablen Amplituden. Während der Schwingfestigkeitswert des 42CrMo4-Stahls bei Überlasten im Gaßnerversuch deutlich reduziert wird, d.h. um $\Delta\sigma = 68$ MPa, verringern die Überlasten im Gaßnerversuch beim TRIP2-Stahl die Schwingfestigkeit nur um $\Delta\sigma = 46$ MPa.

Tabelle 6.8: Schwingfestigkeitskennwerte aus den Wöhler- und Gaßnersversuchen (mit und ohne Überlast) des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand und des TRIP2-Stahls im Zustand 2

| Material | Zustand | Versuch | Spannungsamplitude bei $N_G=1 \cdot 10^7$ Schwingspielen $\sigma_{a,n,G}, \bar{\sigma}_{a,n,G}$ [MPa] | Neigung der Lebensdauerlinien k, \bar{k} |
|----------|----------|--------------------------|--|--|
| TRIP2 | 2 | Wöhler | 283 | 10 |
| | | Gaßner | 371 | 7 |
| | | Gaßner mit Überlasten | 325 | 7 |
| 42CrMo4 | vergütet | Wöhler | 229 | 6 |
| | | Gaßner | 319 | 6 |
| | | Gaßner mit Überlasten | 251 | 6 |

Mit Hilfe der dehnungsgeregelten Wöhlerversuche (konstante Amplitude) und der Incremental Step Tests (variable Amplituden) konnten für den TRIP-Stahl und den 42CrMo4-Stahl die zügige Dehngrenze (Incremental Step Test), die zyklische Dehngrenze bei konstanten Belastungsamplituden (dehnungsgeregelter Wöhlerversuch) sowie die zyklische Dehngrenze unter variable Belastungsamplitude (Incremental Step Test) ermittelt werden, welche **Tabelle 6.9** zu entnehmen sind. Es ist zu erkennen, dass der Referenzstahl nur bei der zügigen Dehngrenze dem TRIP-Stahl überlegen ist. Die zyklischen Dehngrenzen (konstante sowie variable Amplituden) des TRIP-Stahls sind höher als die des 42CrMo4. Hierbei ist die größte Festigkeitssteigerung im Vergleich zum 42CrMo4-Referenzstahl bei der zyklische Dehngrenze unter variablen Belastungsamplituden zu verzeichnen.

Tabelle 6.9: Zügige sowie zyklische Dehngrenzen aus den Incremental Step Tests und dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen des TRIP-Stahls sowie des 42CrMo4-Stahls

| Material | zügige Dehngrenze [MPa] | zyklische Dehngrenze konstante Amplituden [MPa] | zyklische Dehngrenze variable Amplituden [MPa] |
|----------|----------------------------|---|--|
| TRIP | 681 | 705 | 904 |
| 42CrMo4 | 834 | 602 | 598 |

6.4 Restaustenitumwandlung unter zyklischer Belastung

Im folgenden Kapitel wird näher auf die Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten des Restaustenits unter zyklischer Belastung eingegangen. Es wurden Restaustenitgehalte mittels XRD-Messungen an zyklisch belasteten Proben aus den Incremental Step Tests des TRIP1- und TRIP2-Stahls jeweils im Zustand 1 und 2 ermittelt. Ebenfalls wurden die Wechselverformungskurven aus den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen vom Zustand 2 des TRIP2-Stahls und vom

42CrMo4-Referenzstahls im vergüteten Zustand näher betrachtet.

Um eine Aussage bezüglich der Restaustenitstabilität bzw. Restaustenitumwandlung unter zyklischer Belastungen mit variablen Amplituden treffen zu können, wurden XRD-Messungen an den zyklisch geprüfte Incremental Step Test-Proben 2 mm unterhalb der Bruchfläche sowie direkt auf der Bruchfläche durchgeführt. In **Tabelle 6.10** sind die jeweiligen XRD-Ergebnisse der TRIP-Werkstoffe dargestellt. Die ursprünglichen Restaustenitgehalte vor der zyklischen Prüfung sind aus **Kapitel 6.2.1** zusätzlich zum besseren Vergleich in die Tabelle übertragen worden. Hierbei zeigt sich, dass nach der zyklischen Prüfung auf den Bruchflächen als auch 2 mm unterhalb der Bruchfläche bei den beiden TRIP-Stählen in den jeweiligen Zuständen 1 und 2 ein Restaustenitgehalt von <1,0 Vol.% gemessen wurden. Ebenfalls zeigt sich, dass sowohl im TRIP1-Stahl als auch im TRIP2-Stahl bei beiden Zuständen vor der zyklischen Prüfung Restaustenitgehalte von ca. 8 Vol.% bzw. 12,8 Vol.% ermittelt wurden.

Tabelle 6.10: Ergebnisse der XRD-Messungen an geprüften Incremental Step Test-Schwingproben des TRIP1-Stahls im Zustand 1 und 2 sowie des TRIP2-Stahls im Zustand 1 und 2

| Material | Zustand | Dehnungs- maximum $\varepsilon_{a,t,max}$ [%] | Restaustenitgehalt vor zyklischer Prüfung [Vol.%] | Restaustenitgehalt 2mm unterhalb und auf der Bruchfläche [Vol.%] |
|----------|---------|--|---|---|
| TRIP1 | 1 | 0,8 | 8,7 | <1,0 |
| | 2 | | 8,2 | <1,0 |
| TRIP2 | 1 | 0,8 | 12,8 | <1,0 |
| | 2 | | 8,0 | <1,0 |

Die Umwandlung des Restaustenits unter zyklischer Belastung mit konstanten Amplituden wird durch den Verlauf der Wechselverformungskurve aus den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen des TRIP2-Werkstoffes im Zustand 2 näher analysiert. Die Wechselverformungskurve des TRIP2-Stahls im Zustand 2 ist in **Abbildung 6.24** im Vergleich zur Wechselverformungskurve des vergüteten 42CrMo4-Stahls abgebildet ist. Hier ist bei der Oberspannung des TRIP2-Stahls (graue, durchgezogene Linie) ein anfänglicher leichter Anstieg zu erahnen. Hieran schließt sich ein flacher stetiger Abfall an. Bei der Unterspannung des TRIP2-Stahls (graue, gestrichelte Linie) ist ein leichter anfänglicher Abfall mit darauffolgenden stetigen Anstieg zu erahnen. Im Vergleich hierzu zeigt der 42CrMo4-Referenzstahl einen stetigen Abfall der Oberspannung sowie einen stetigen Anstieg der Unterspannung.

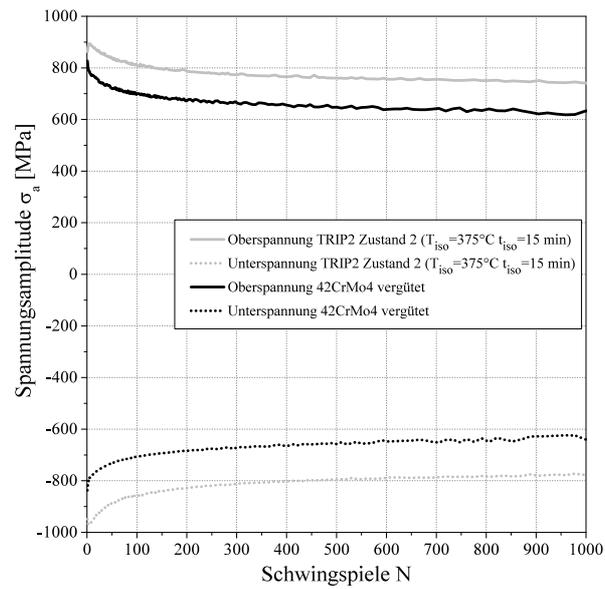


Abbildung 6.24: Wechselverformungskurven aus den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand und des TRIP2-Stahls im Zustand 2

7 Diskussion

In diesem Kapitel soll der Einfluss der Legierungszusammensetzung, der Austenitisierbedingungen auf die Austenitkorngröße, des Abkühlprozesses, der isothermen Haltezeit und der Anlassbehandlungen in Bezug auf die karbidfreie, bainitische Mikrostruktur und die resultierenden mechanischen Eigenschaften diskutiert werden. Sowohl die statischen als auch die zyklischen Eigenschaften werden im Detail betrachtet. Ebenfalls wird der Einfluss der zyklischen Belastungen auf den Restaustenit innerhalb der bainitischen Struktur näher beleuchtet. Abschließend werden die mechanischen Eigenschaften der TRIP-Werkstoffe mit den mechanischen Eigenschaften traditioneller Schmiedestähle vergleichend dargestellt und diskutiert.

7.1 Einfluss Legierungselemente auf die bainitische Umwandlung

Die chemische Zusammensetzung zeigt einen signifikanten Einfluss auf das Ausscheidungsverhalten und die Ausbildung der bainitischen Mikrostruktur, worauf im Folgenden näher eingegangen wird.

In **Abbildung 7.1** sind die Effekte von Silizium, Bor und Titan auf die TRIP-Stähle bildlich dargestellt. Das kontinuierliche ZTU-Diagramm des Werkstoffes TRIP1 in diesem Bild (**Abbildung 7.1 d**) zeigt ein breites Prozessfenster zur Einstellung eines überwiegend bainitischen Gefüges. Auch bei längeren Umwandlungszeiten tritt keine Ferrit-/Perlitumwandlung auf. Durch die Mikrolegierung mit Bor (0,0018 Gew.%) wurde diese Verzögerung hervorgerufen [Zhu11]. Damit das Bor diese verzögernde Wirkung ausüben kann, muss dieses Element in Lösung verbleiben und darf sich nicht als Bornitrid oder Boroxid ausscheiden. Daher wurden beide TRIP-Stähle mit Titan (0,033 Gew.%) mikrolegiert, um den vorhandenen Stickstoff durch Titanitrid- bzw. Titancarbonitridbildung abzubinden [Kut02]. Dass Stickstoff sowie Kohlenstoff in Form von Titanitrid- bzw. Titancarbonitridausscheidung abgebunden wurde, wird anhand der thermodynamischen Simulationen mittels ThermoCalc sowie der LOM-Aufnahmen des TRIP1-Stahls verdeutlicht (**Abbildung 7.1 a**). Die Simulationsergebnisse zeigen eine Ausbildung von Titanitriden und kein Auftreten von Bornitriden. Denn es scheidet sich neben den Aluminiumnitriden laut der Simulation eine weitere Phase der Zusammensetzung $M(C,N)$ aus. Diese Phase ist laut Simulation Titanitrid ($Ti(C,N)$). Dass diese Ausscheidungen auch in der gebildeten Mikrostruktur existieren, wird anhand der in **Abbildung 7.1 a**) beispielhaft für den TRIP1-Werkstoff bei isothermer Umwandlung dargestellten LOM-Aufnahmen verdeutlicht. In dieser Aufnahme sind Titanitride bzw. Titancarbonitride markiert. Die quadratische, scharfkantige Erscheinung sowie gelbliche Färbung weist auf diese Art der Titan-Ausscheidungen hin. Trotz der scharfkantigen Erscheinung dieser Ausscheidungen lässt sich der negative Einfluss auf die zyklischen Eigenschaften aufgrund ihrer geringen Größe als sehr gering einschätzen.

Eine Legierung mit ca. 1 Gew.% Silizium verlangsamt bzw. stoppt die Zementitausscheidung als Sekundärphase des Bainits. Dies wird durch die REM-Aufnahme von TRIP1 nach isothermer Umwandlung in **Abbildung 7.1 c**) verdeutlicht. Auf der hochauflösenden rasterelektronischen

Aufnahme sind keine Karbide bzw. Zementit innerhalb des Gefüges eindeutig erkennbar. Der verzögernde Effekt des Siliziums auf die Zementitausscheidungen wurde in [Bha79][Bha01][Gal02] von den jeweiligen Autoren ebenfalls beobachtet. Die Autoren setzten diesen Effekt mit der geringen Löslichkeit von Silizium im Zementit und anderen Eisenkarbiden in Zusammenhang. Aufgrund der geringen Löslichkeit des Silizium im Zementit ist eine Diffusion des Siliziums von der Grenzfläche zwischen Ferrit und Zementit notwendig. Dies bewirkt die starke Verzögerung der Zementitbildung [Keh65]. Das Silizium hat durch die Verzögerung der Zementitausscheidung auch einen Einfluss auf die Restaustenitstabilität [Edm10]. Der aufgrund der ausbleibenden Zementitausscheidung vorhandene Kohlenstoff innerhalb des Gefüges führt zu einer Stabilisierung von Restaustenit. Diese Stabilisierung wird in den TRIP-Werkstoffen anhand der gemessenen Restaustenitgehalten im Bainit bewiesen. Die Stabilisierung von Restaustenit durch das Silizium wird zusätzlich durch den angegebenen Restaustenitgehalt sowie der markierten Restaustenitmorphologien in der REM-Aufnahme des TRIP1-Stahls nach isothermer Umwandlung in Abbildung 7.1 beispielhaft dargestellt. Hier sind Restaustenitbereiche als Sekundärphase des Bainits in Form von Filmen und Inseln zwischen dem bainitischen Ferritlanzetteln bzw. im körnigen bainitischen Ferrit zu sehen. Das Silizium könnte ebenfalls, neben der Unterdrückung der Zementitbildung, auch durch die Erhöhung der bainitischen Ferritfestigkeit aufgrund von Mischkristallverfestigung begünstigend auf die Restaustenitstabilität gewirkt haben. Durch die Erhöhung der Festigkeit des umgebenen bainitischen Ferrits wird der Volumenzunahme bei der Umwandlung von Restaustenit in Martensit entgegen gewirkt [Tra02][Bra13].

Einzigste Ausnahme bezüglich der Unterdrückung der Zementitausscheidung stellt der angelassene Zustand bei 520 °C für 2400 Minuten beim TRIP2-Werkstoff dar. In diesem Zustand liegt kein Restaustenit im bainitischen Gefüge vor. Die Sekundärphase besteht in diesem Zustand aus vorwiegend clusterartigen, runden Karbiden. Diese mikrostrukturellen Ergebnisse zeigen auf, dass durch eine nachgeschaltete Anlassbehandlung die Zementitausscheidung nicht mehr durch den Siliziumgehalt von 1 Gew.% verlangsamt bzw. gestoppt werden kann. Eine detaillierte Diskussion hierzu ist in Kapitel 7.5 zu finden.

Der erhöhte Mangangehalt in beiden TRIP-Stählen könnte eine weitere Stabilisierung des Restaustenits mit sich gebracht haben. Grund für die stabilisierende Wirkung des Mangans auf Restaustenit ist die Reduzierung der Gibbs Energie durch Mangan. Die Gibbs Energie ergibt sich aus der Differenz zwischen der freien Energie des Ferrits und des Austenits. Die Reduktion der Gibbs Energie bewirkt eine Erweiterung des Austenitgebiets. Daher stellt sich Mangan nach Kohlenstoff und Stickstoff als stärkster Austenitstabilisator dar [And65][Hon95]. Hierbei muss beachtet werden, dass in den LOM-Aufnahmen in Kapitel 6.2.1 runde sowie ovale bzw. langgestreckte, graue Ausscheidungen zu sehen sind. Die Farbe und Form lässt auf Mangansulfide schließen. Aufgrund des Auftretens dieser Ausscheidungen in der bainitischen Mikrostruktur, ist fraglich wie viel Mangan noch in gelöster Form zur Stabilisierung des Restaustenits im Gefüge vorlag.

Der Werkstoff TRIP1 wurde im Labor in einem Vakuuminduktionsofen in Form einer 80 kg Stahlschmelze hergestellt. Der TRIP2-Stahl wurde hingegen industriell in einer DETEM-Anlage mit Vakuumentgasung zu einer 2,8 t Schmelze erschmolzen. Leichte Schwankungen bezüglich der

7.2 Einfluss der Austenitisierbedingungen auf die Austenitkorngröße

Damit benötigtes Probenmaterial schnell und ohne größeren Aufwand hergestellt und wärmebehandelt werden konnte, wurden dilatometrische und metallographische Untersuchungen bezüglich der ehemaligen Austenitkorngröße nach unterschiedlichen Austenitisierbedingungen durchgeführt. So sollten die Austenitisierparameter ermittelt werden, die eine Korngröße vergleichbar zur Korngröße nach dem Schmiedeprozess einstellen. Die Austenitisierung bei 1250 °C für 5 Minuten sowie bei 950 °C für 5 Minuten wurden auf ihre Korngröße näher analysiert. Die ermittelten Korngrößen dieser beiden Austenitisierbedingungen wurden mit der Korngröße nach einer Austenitisierung bei 1250 °C für 5 Minuten mit einer zusätzlichen Umformung bei 1000 °C verglichen. Diese Vergleichsbedingungen wurden gewählt, da durch diese Parameter das Vorwärmen und die Umformung beim Gesenkschmieden nach empfunden wurde. Die Temperatur von 1250 °C ist die typische Vorwärmtemperatur und 1000 °C die typische Umformtemperatur beim Schmieden. Die Ergebnisse der Untersuchungen stellen heraus, dass die Austenitisierungstemperatur nicht zu hoch gewählt werden darf, um ein zu starkes Austenitkornwachstum zu verhindern. Nach einer Austenitisierung bei 1250 °C und einer Umformung bei 1000 °C wird eine ehemalige Austenitkorngröße von 26 μm (Korngrößen-Kennzahl G7) erzielt. Bei einer hohen Austenitisierungstemperatur wie 1250 °C ohne eine anschließende zusätzliche Umformung wird ein deutlich größeres ehemaliges Austenitkorn gebildet. Das aufgrund der hohen Temperatur begünstigte Kornwachstum generiert eine ehemalige Austenitkorngröße von ca. 351 μm (Korngrößen-Kennzahl G0). Da keine Umformung bei 1000 °C stattfindet, wird das Austenitkorn nicht rekristallisiert und wächst ungehindert weiter. Wird jedoch eine Austenitisierungstemperatur von 950 °C gewählt, ist das Kornwachstum durch die niedrigere Temperatur eingeschränkt und es tritt eine ehemalige Austenitkorngröße von 30 μm auf. Diese Korngröße entspricht der Korngrößen-Kennzahl G7. Bei dieser Temperatur muss also keine zusätzliche Umformung nach dem Austenitisieren erfolgen, um eine dem nach dem Gesenkschmieden entsprechenden Korngröße einzustellen. So kann eine Austenitisierungstemperatur von 950 °C verwendet werden, um eine aufwendige Probenvorbereitung und Bereitstellung aufgrund von zusätzlicher Umformung zu vermeiden.

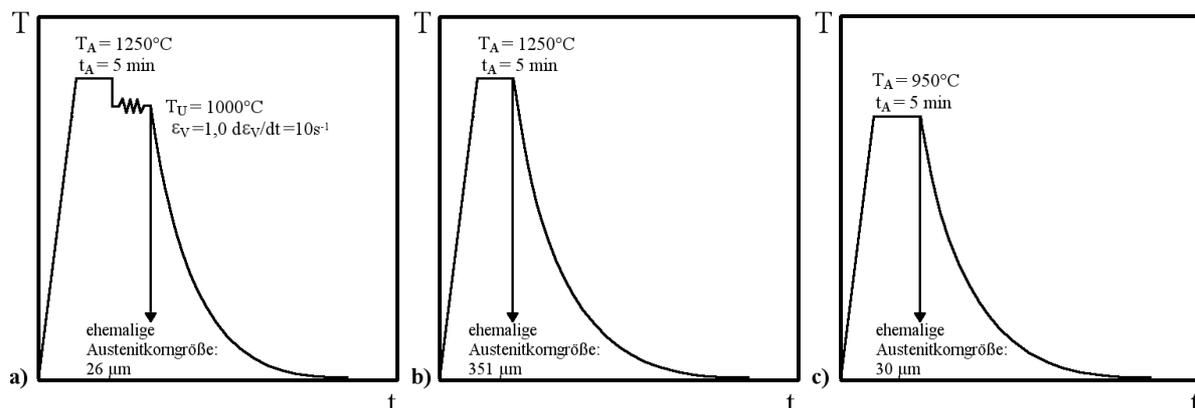


Abbildung 7.2: ermittelte ehemalige Austenitkorngrößen nach unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen. a) Austenitisierung bei 1250 °C für 5 Minuten mit Umformung bei 1000 °C; b) Austenitisierung bei 1250 °C für 5 Minuten; c) Austenitisierung bei 900 °C für 5 Minuten

7.3 Einfluss des Abkühlprozesses

Im folgenden Kapitel wird auf den Einfluss unterschiedlicher Abkühlprozesse auf das bainitische Gefüge und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften eingegangen.

Einfluss auf die Mikrostruktur

Eine kontinuierlichen Abkühlung, die entweder durch eine $t_{8/5}$ bzw. $t_{5/2}$ -Zeit kontrolliert oder an reiner Luft unkontrolliert abläuft, bildet eine andere bainitische Mikrostruktur im Vergleich zu einer isothermen Umwandlung aus. Um dies zu verdeutlichen, wurden die ersten beiden Zustände beim TRIP1- und TRIP2-Stahl näher betrachtet. Beim TRIP1-Werkstoff wurde im Zustand 1 eine kontrolliert kontinuierliche Abkühlung mit einer $t_{5/2}$ -Zeit von 48 Minuten untersucht. Beim Zustand 2 vom TRIP1-Stahl wurde ein isothermer Halteprozess bei 375 °C für 15 Minuten näher betrachtet. Der Zustand 1 wurde in der TTS und der Zustand 2 in Salzbadern realisiert. Das verwendete Probenmaterial stammt aus den Knüppeln des Labormaterial TRIP1 (vierkant; 60 mm x 60 mm x 1000 mm; H x B x T). Beim TRIP2-Stahl wurde eine unkontrollierte Luftabkühlung (Zustand 1) sowie ein isothermer Halteprozess bei 375 °C für 15 Minuten (Zustand 2) analysiert. Die isotherme Umwandlung wurde auf einem gewärmten Rost durchgeführt. Die Luftabkühlung beim Zustand 1 wurde in der Industrie in der Schmiedehalle durchgeführt. Bei diesen beiden Zuständen stammt das Probenmaterial aus den Klötzen des TRIP2-Stahls (dreieckig; 130 mm x 130 mm x 184 mm; H x B x D; Länge 100 mm).

In den Zuständen des TRIP1-Materials bildete sich eine überwiegend bainitische Mikrostruktur (97 und 98 Vol%) mit geringen Anteilen an Martensit (2 und 3 Vol.%) aus. Es verbleiben Restaustenitsgehalt im Bainit in Höhe von 8,7 und 8,2 Vol.% stabil. Bei der genaueren Klassifikation nach Gerdemann [Ger10] zeigt sich jedoch, dass im kontrolliert, kontinuierlich abgekühlten Zustand vermehrt inselartige Morphologien der Sekundärphase sowie mehr körnige Primärphase im Vergleich zu dem isotherm umgewandelten Zustand vorkommen. Bei der kontrolliert, kontinuier-

lichen Abkühlung werden im Vergleich zu einer isothermen Haltestufe mehrere Temperaturbereiche und so auch der Bereich des oberen sowie unteren Bainits durchschritten. Die Ausbildung des oberen Bainits ist überwiegend blockartig und grob aufgrund der hohen Umwandlungstemperatur. Bei der isothermen Umwandlung kann sich ein feineres Gefüge ausbilden, da beschleunigt auf die niedrige isotherme Umwandlungstemperatur abgekühlt und so das Gebiet des oberen Bainits rasch durchschritten wird. Die anzuwendenden isothermen Umwandlungstemperaturen liegen im unteren Bainitbereich und optimalerweise nahe der Martensitstarttemperatur [Keu12]. So erzeugt die isotherme Umwandlung mehr feine lanzetten- bzw. filmartige und weniger block- bzw. inselartige Strukturen für Primär- sowie Sekundärphase.

Die Mikrostrukturanalyse der beiden Zustände vom TRIP2-Werkstoff dokumentiert bei beiden Zuständen ein vollständiges bainitisches Gefüge (100 Vol.%). Jedoch liegt bei der reinen Luftabkühlung (Zustand 1) ein höherer Restaustenitgehalt (12,8 Vol.%) im Vergleich zu dem isotherm umgewandelten Zustand 2 (8,0 Vol.%) vor. Die Klassifizierung der REM-Aufnahmen der beiden Zustände zeigt, dass sich nach der Luftabkühlung ein grobes Gefüge aus körniger Primärphase und vorwiegend inselartiger Sekundärphase ausbildet. Die Sekundärphase besteht größtenteils aus M/A-Strukturen. Im Gegensatz hierzu ist die bainitische Mikrostruktur des TRIP2-Stahls nach isothermer Umwandlung einerseits feiner und beinhaltet andererseits weniger blockartige bzw. inselartige Strukturen. Bei der unkontrollierten, natürlichen Abkühlung wirkt sich neben dem Durchwandern der verschiedenen Temperaturbereiche mit geringer Abkühlgeschwindigkeit auch die so genannte latente Wärme bzw. Umwandlungswärme (Rekaleszenz) negativ auf die Mikrostruktur aus. Die latente Wärme kann eine nicht kontrollierte, quasi-isotherme Haltestufe im Temperaturbereich des oberen Bainits zwischen 500 °C und 400 °C bewirken. Diese Haltestufe bringt einen deutlichen Vergrößerungseffekt auf das Gefüge mit sich. Bei der natürlichen Abkühlung an Luft wird nicht wie bei der kontrollierten kontinuierlichen Abkühlung im Labor die latente Wärme mittels exakter Temperaturregelung unterdrückt. Es liegen bei der unkontrollierten Luftabkühlung deutlich höhere Restaustenitgehalte im Vergleich zum isotherm umgewandelten Zustand vor. Jedoch ist davon auszugehen, dass diese Restaustenitbereiche vor allem in den M/A-Strukturen zu finden sind und nur zu geringen Anteilen als reiner Restaustenit vorliegt. Diese Restaustenitbereiche innerhalb der M/A-Strukturen weisen eine geringere mechanische Stabilität aufgrund der größeren Morphologie auf als die reinen filmartigen Restaustenitbereiche nach isothermer Umwandlung [Ree92][Law02][Bra13].

Der mikrostrukturelle Vergleich der beiden Zustände des TRIP1-Stahls mit den beiden Zuständen des TRIP2-Stahls zeigt ebenfalls einen Unterschied in der Ausbildung der bainitischen Morphologien. Die bainitischen Gefüge der beiden Zustände des TRIP2-Stahls zeigen sich deutlich gröber im Vergleich zu den beiden Zuständen des TRIP1-Stahls. Als Grund hierfür sind einerseits die latente Wärme und andererseits die industrielle Umsetzung beim TRIP2-Stahl zu sehen. Das industriell behandelte Probenmaterial des TRIP2-Stahls lag in einer größeren Geometrie im Vergleich zum TRIP1-Stahl vor. So trat die frei werdende Umwandlungswärme bei der natürlichen Luftabkühlung im größeren Maße auf. Im Labor kann durch die Verwendung von Salzbadern für die isotherme Umwandlung im Vergleich zu den bei der industriellen Umsetzung verwendeten (gewärmten) Rosten eine exaktere Temperaturkontrolle angewendet werden. Die auftretende la-

tente Wärme ist so bei der industriellen Abkühlung auf die isotherme Umwandlungstemperatur von 375°C deutlich schwerer zu unterdrücken. Zusätzlich ist das kontrollierte gleichbleibende Halten dieser Temperatur auf den gewärmten Rosten im Industriemaßstab schwerer umzusetzen.

Ein schematischer Vergleich der unterschiedlichen bainitischen Mikrostrukturen nach unterschiedlichen Abkühlprozessen ist in **Abbildung 7.3** zu sehen.

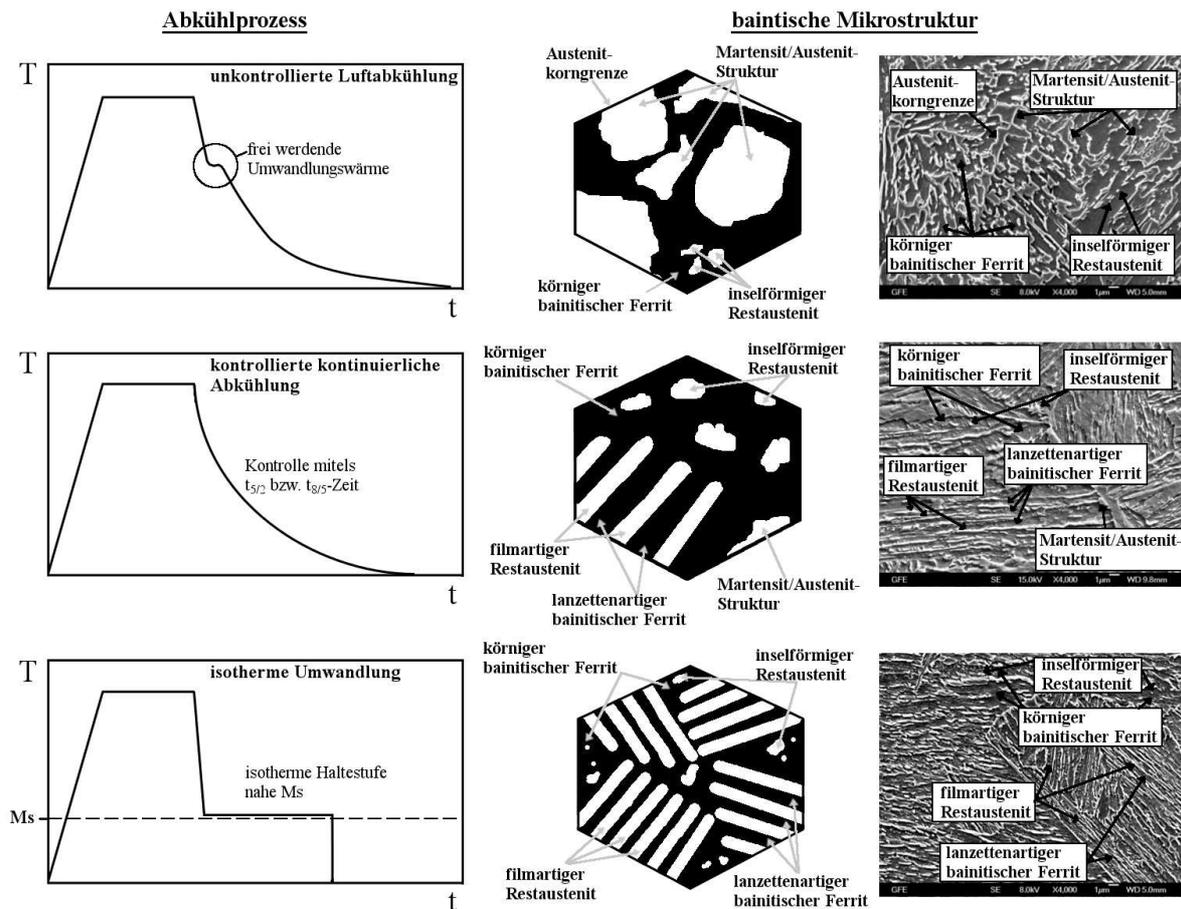


Abbildung 7.3: Schematischer Vergleich der bainitischen Mikrostrukturen nach unterschiedlichen Abkühlprozessen

Aus den mikrostrukturellen Ergebnissen für die unterschiedlichen Abkühlprozesse lässt sich schlussfolgern:

- Eine unkontrollierte Abkühlung an Luft sowie eine kontrolliert kontinuierliche Abkühlung erzeugen gröbere Mikrostrukturen im Vergleich zu einer isothermen Umwandlung.
- Die frei werdende Umwandlungswärme bei der Bainitumwandlung muss unterdrückt werden, um ein feineres Gefüge ausbilden zu können.

Einfluss auf die statischen Eigenschaften

Die mikrostrukturellen Veränderungen durch die unterschiedlichen Abkühlprozesse bei den TRIP-Stählen haben Folgen für die mechanischen Eigenschaften. Auch die unterschiedlichen

Durchführungsorte der Abkühlverfahren (Labor vs. Industrie) zeigen einen Einfluss auf die Ergebnisse aus Zug- und Kerbschlagversuchen. Der Kennwertvergleich für die Daten aus den Zug- sowie Kerbschlagversuchen für die unterschiedlichen Abkühlprozesse und Werkstoffe sind in **Abbildung 7.4** grafisch dargestellt.

Beim TRIP1-Stahl fällt auf, dass durch die isotherme Umwandlung (iso.) im Vergleich zur kontinuierlichen Abkühlung (konti.) die Streckgrenze, die Zugfestigkeit, die Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur sowie das Streckgrenzenverhältnis angehoben wird. Die Begründung für diese Unterschiede liegt in der größeren Mikrostruktur des kontinuierlich abgekühlten Zustandes des TRIP1-Stahls. Durch eine Kornfeinung bzw. eine feinere Mikrostruktur kann sowohl die Festigkeit als auch die Zähigkeit erhöht werden. So kann im Rückschluss angenommen werden, dass eine Kornvergrößerung bzw. eine gröbere Mikrostruktur die mechanischen Eigenschaften verringert. Bhadeshia et al. [Bha01] ermittelten durch die Anwendung der Hall-Petch-Beziehung, dass mit steigender bainitischen Ferritlängenzellenbreite die Festigkeit des Bainits abnimmt. Mit steigender Ferritlängenzellenbreite steigt die Anzahl der Versetzungen, die an der Versetzungsaufstauung beteiligt sind, an. Hierdurch wird das Spannungsfeld vergrößert und es können einfacher Versetzungsquellen in weiter Entfernung aktiviert werden. Dies bringt einen Abfall der Festigkeit mit sich [Bha01]. Da das Gefüge nach kontinuierlicher Abkühlung sowohl in der Primär- als auch in der Sekundärphase vergleichsweise gröber vorliegt, fällt so auch die Festigkeit nach dieser Beziehung ab. Ebenfalls ist aus der Literatur bekannt [Tak95], dass bei Ausbildung von feinen filmartigen Restaustenitstrukturen die Zähigkeitswerte auf ein Maximum ansteigen. Da im Zustand der kontrolliert, kontinuierlichen Abkühlung jedoch neben den filmartigen Bereichen auch vermehrt inselartige Bereiche des Restaustenits existieren, konnte nur eine geringere Zähigkeit im Vergleich zur isothermen Umwandlung erzielt werden. Die Dehnungswerte verbleiben auf einem vergleichbaren Niveau nach kontinuierlicher Abkühlung und isothermer Umwandlung. Bei den Zuständen des TRIP2-Materials ruft eine unkontrollierte Abkühlung an Luft (Luftab.) geringere Werte bei den mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu einer isothermen Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten (iso.) hervor. Einzige Ausnahme stellt die Zugfestigkeit dar, die nach Luftabkühlung höher ist als nach isothermer Umwandlung. Die gröbere Gefügeausbildung bei unkontrollierter, kontinuierlicher Abkühlung an Luft ruft geringere Werte für die statischen Eigenschaften im Vergleich zu der feiner ausgebildeten Mikrostruktur nach isothermer Umwandlung hervor. Die höhere Zugfestigkeit bei der unkontrollierten Luftabkühlung könnte jedoch mit dem erhöhten Anteil an Martensit/Austenit-Strukturen als Sekundärphase bei diesem Zustand zusammenhängen. Durch die erhöhte Menge dieser Gefügestrukturen, die einen Anteil an harter, martensitischer Phase beinhalten, wurde die Zugfestigkeit gesteigert. Diese vermehrte Bildung der M/A-Strukturen erklärt zusätzlich zu der Vergrößerung des Gefüges die geringen Bruchdehnungs- und Zähigkeitswerte. Diese Gefügebestandteile können aufgrund des Härtegradienten zur weicheren bainitischen Ferritmatrix als Rissauslöser dienen.

Vergleicht man nun die Ergebnisse der kontrolliert, kontinuierlichen Abkühlung und der isothermen Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten umgesetzt im Labor (TRIP1) mit der unkontrollierten, kontinuierlichen Abkühlung an Luft und mit der isothermen Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten umgesetzt in der Industrie (TRIP2), zeigen sich bei fast allen mechanischen Eigenschaf-

ten bei den Zuständen des TRIP2-Stahls geringere Werte. Nur die Dehnungswerte zeigen sich bei den Zuständen des TRIP2-Stahls überwiegend höher im Vergleich zu den Zuständen des TRIP1-Stahls. Die höheren Dehnungswerte bei den Zuständen 1 und 2 des TRIP2-Stahls im Vergleich zu den Zuständen bei TRIP1-Stahls sind mit dem gröber vorliegenden bainitischem Ferrit zu begründen, da so mehr weiche Phase für die Umformung vorliegt. Der Abfall der Streckgrenzen sowie der Zugfestigkeiten bei beiden Zuständen des TRIP2-Stahls bewirken eine Verminderung des Streckgrenzenverhältnisses. Die Zähigkeit fällt bei dem industriell isotherm umgewandelten Zustand im Vergleich zu den im Labor isotherm umgewandelten Zustand um ca. 2/3 ab. Der Zähigkeitswerte des an luftgekühlten Zustandes vom TRIP2-Stahl sinkt sogar auf ca. 1/5 des Wertes nach kontrolliert kontinuierlichen Abkühlung beim TRIP1-Stahl. Grund hierfür ist die bei der natürlichen Luftabkühlung auftretende Umwandlungswärme. Durch diese latente Wärme wird ein vergrößernder Einfluss auf das Gefüge im Vergleich zu der kontrolliert kontinuierlichen Abkühlung im Labor ausgeübt. Die Vergrößerung bewirkt einen Abfall fast aller mechanischen Eigenschaften. Der direkte Vergleich der Zustände mit isothermer Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten vom TRIP1- und TRIP2-Stahl belegt, dass die hohen Festigkeits- sowie Zähigkeitswerte des neuen karbidfreien bainitischen Stahls aus den Laboruntersuchungen trotz Anwendung einer isothermen Umwandlung nicht in der Industrie reproduziert werden konnten.

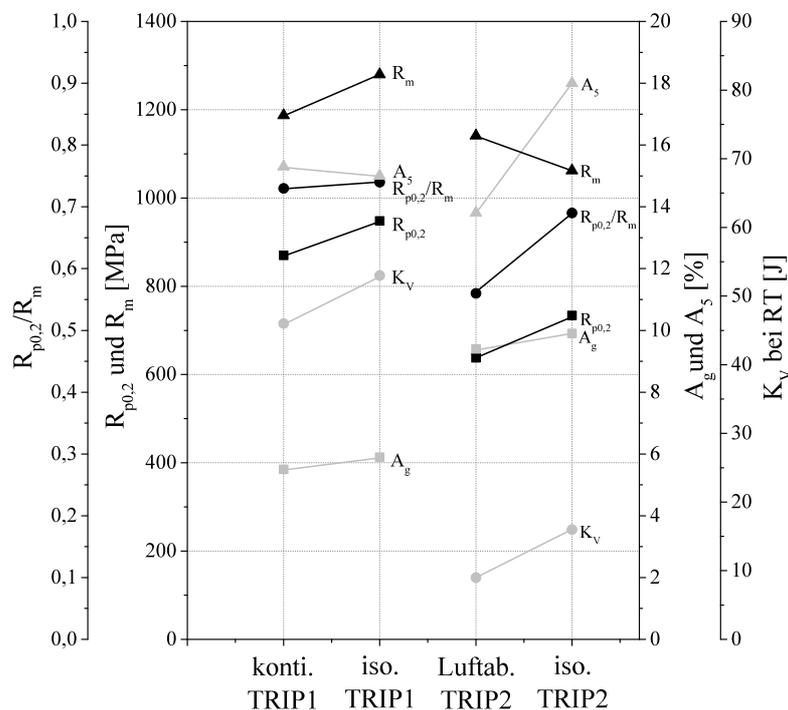


Abbildung 7.4: Vergleich der statischen Kennwerte aus Zugversuchen und Kerbschlagversuchen der beiden TRIP-Werkstoffe nach unterschiedlichen Abkühlprozessen; iso.=isotherme Umwandlung, konti.=kontrolliert kontinuierliche Abkühlung, Luftab.=unkontrollierte Luftabkühlung

Aus den Ergebnissen der statischen Eigenschaften für unterschiedliche Abkühlprozesse lässt sich schlussfolgern:

- Die beste Kombination der statischen Eigenschaften werden mittels einer isothermen Umwandlung aufgrund des feineren bainitischen Gefüges erreicht.

Einfluss auf die zyklischen Eigenschaften

Die Ergebnisse der zyklischen Prüfung mittels Incremental Step Test für die kontinuierlichen Abkühlungen und isothermen Umwandlungen der beiden TRIP-Werkstoffe sind vergleichend in **Abbildung 7.5** dargestellt. Die höchsten Werte der zyklischen Streckgrenze und der Spannungsamplitude bei der maximalen Dehnungsamplitude von 0,8 % beim TRIP1-Stahl ergeben sich beim Zustand der kontrolliert kontinuierlichen Abkühlung. Jedoch sind sowohl der zyklische Verfestigungsexponent als auch der Verfestigungskoeffizient dieses Zustandes deutlich niedriger als die Werte der isothermen Umwandlung des TRIP1-Stahls. Dies lässt vermuten, dass beim kontrolliert kontinuierlich abgekühlten Zustand des TRIP1-Stahls, trotz vergleichbarer Restaustenitmengen, instabilere Restaustenitbereiche existierten. Diese beginnen bei früheren Zeitpunkten an zu fließen bzw. klappen früher in Martensit um. Daher steigt vermutlich die zyklische Festigkeit früher an und das Verfestigungspotential unter zyklischer Belastung wird frühzeitiger im Vergleich zu dem isotherm umgewandelten Zustand des TRIP1-Stahls verbraucht. Bei der isothermen Umwandlung kann aufgrund des längeren Verweilens auf einer Temperatur der Kohlenstoff diffundieren und so die Restaustenitstabilität gegen die Umwandlung in Martensit erhöhen. So werden vermutlich mehr stabile als instabile Restaustenitbereiche bei der isothermen Umwandlung gebildet, die erst bei höherer zyklischer Belastung umwandeln und zu späteren Zeitpunkten die zyklische Festigkeit anheben. Die Tatsache, dass beim kontrolliert kontinuierlich abgekühlten Zustand eine Differenz zwischen der zyklische Streckgrenze und der Spannungsamplitude bei maximaler Dehnungsamplitude 0,8 % von nur ca. 50 MPa im Vergleich zu 90 - 100 MPa bei dem isotherm umgewandelten Zustand auftritt, spricht für die beschriebene These.

Der Ergebnisvergleich der beiden Zustände beim TRIP2-Stahl zeigt, dass durch die isotherme Umwandlung hier für alle Kennwerte höhere Werte erzielt werden können. Die erhöhten Werte nach isothermer Umwandlung sind auf die feinere Mikrostruktur des isotherm in der Industrie umgewandelten Zustandes zurückzuführen. Trotz des erhöhten Restaustenitgehaltes nach der unkontrollierten Luftabkühlung besteht keine höhere zyklische Verfestigung in diesem Zustand. Die Restaustenitbereiche sind in den M/A-Strukturen enthalten und zeigen keine hohe mechanische Stabilität gegen eine frühzeitige Umwandlung in Martensit.

Die zyklischen Festigkeitskennwerte bei den Zuständen 1 und 2 des TRIP2-Stahls sind deutlich niedriger im Vergleich zu den Zuständen 1 und 2 des TRIP1-Stahls. Die Spannung bei 100% plastischer Dehnung ist ebenfalls deutlich geringer für die Zustände des TRIP2-Werkstoffes. Dies lässt auf eine geringere zyklische Verfestigung bei diesen Zuständen des TRIP2-Stahls im Vergleich zum TRIP1-Stahl schließen. Die vermehrte Ausbildung von M/A-Strukturen sowie die geringen Anteilen an filmartigen Restaustenit bei den Zuständen des TRIP2-Stahls lassen den Schluss zu, dass sich die Restaustenitbereiche sehr früh zu Martensit umwandeln und so das Verfestigungspotential dieser Zustände früher erschöpft werden.

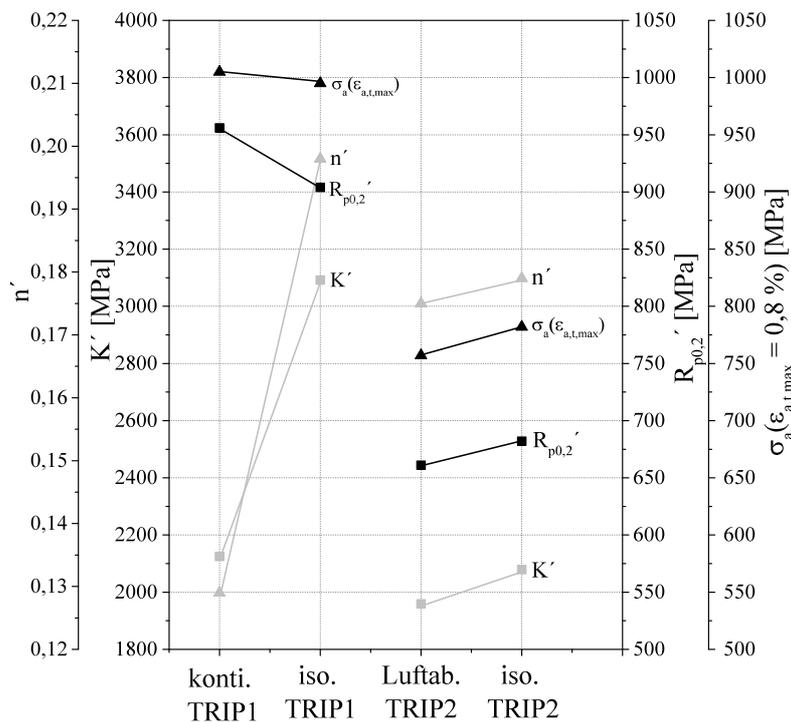


Abbildung 7.5: Vergleich der zyklischen Kennwerte aus dem Incremental Step Test der beiden TRIP-Werkstoffe nach unterschiedlichen Abkühlprozessen; iso. = isotherme Umwandlung, konti. = kontrolliert kontinuierliche Abkühlung, Luftab. = unkontrollierte Luftabkühlung; $\sigma_a(\epsilon_{a,t,max} = 0,8\%)$ = Spannungsamplitude bei maximaler Dehnung von 0,8 %; $R_{p0,2}'$ = zyklische Streckgrenze; K' = zyklischer Verfestigungskoeffizient / Spannungsamplitude beim plastischen Dehnungsanteil von 100 %; n' = zyklischer Verfestigungsexponent / Steigung der Regressionsgeraden bei doppeltlogarithmischer Auftragung der Spannung über dem plastischen Dehnungsanteil

Aus den Ergebnissen der zyklischen Eigenschaften für die unterschiedlichen Abkühlprozesse lässt sich schlussfolgern:

- Die beste Kombination der zyklischen Eigenschaften werden, genau wie bei den statischen Eigenschaften, durch eine isotherme Umwandlung erreicht.

7.4 Einfluss der isothermen Haltezeit

Bei der isothermen Umwandlung zeigt auch die isotherme Haltezeit einen Einfluss auf das bainitische Gefüge sowie auf die mechanischen Eigenschaften. Auf diese Einflüsse wird im folgenden Kapitel näher eingegangen.

Einfluss auf die Mikrostruktur

Die mikrostrukturellen Ergebnisse der variierten isothermen Haltezeiten beim TRIP1-Stahl (Zustände 2 bis 5) zeigen den Einfluss der isothermen Haltezeit auf die bainitische Mikrostruktur auf.

Mittels LOM-Analysen nach Nitalätzung konnte bei den unterschiedlichen isothermen Haltezeiten bei 375°C kein signifikanter mikrostruktureller Unterschied in den Gehalten an Martensit und Bainit ermittelt werden. Alle Zustände zeigen ein Gefüge bestehend aus überwiegend Bainit (98 Vol.% bzw. 99 Vol.%) und geringen Anteilen an Martensit (2 Vol.% bzw. 1 Vol.%) auf. Auch die Klassifikation der REM-Aufnahmen zeigte keinen signifikanten Unterschied bei der Ausbildung der bainitischen Primär- sowie Sekundärphase. Sowohl bei einer isothermen Haltezeit von 15 Minuten als auch bei einer isothermen Haltezeit von 240 Minuten wird zur einen Hälfte lanzettenartiger und zur anderen Hälfte körniger bainitischer Ferrit als Primärphase gebildet. Die Sekundärphase bildet sich zur einen Hälfte inselartig und zur anderen Hälfte filmartig aus. Jedoch zeigt sich bei den Ergebnisse der objektbasierten Bildanalyse die mikrostrukturelle Veränderung des bainitischen Ferrits mit steigender isothermer Haltezeit. So bewirkt der Anstieg in der isothermen Haltezeit einen Anstieg in der Breite und Länge des bainitischen Ferrits. Dieser Zusammenhang ist in **Abbildung 7.6** grafisch dargestellt. Hierbei ist zu erwähnen, dass bei einer Erhöhung der isothermen Haltezeit von 120 Minuten auf 240 Minuten kein signifikanter Unterschied in der Ferritlanzettelbreite und -länge zu vermerken ist. Ebenfalls ist in diesem Diagramm aufgezeichnet, dass der Restaustenit im Bainit von 8,2 Vol.% bei 15 Minuten Haltezeit zu einer Haltezeit von 120 Minuten auf 9,2 Vol.% ansteigt. Bei einer isothermen Haltezeit von 240 Minuten fällt der Restaustenit auf 7,2 Vol.% ab. Der Anstieg des Restaustenitgehaltes mit steigender isothermer Haltezeit bis 120 Minuten sollte jedoch mit Vorsicht betrachtet werden, da der potentielle Fehler bei der XRD-Messung bei +/-0,5 Vol.% liegt. Ferner ist in Abbildung 7.6 ein Anstieg des Flächenanteils des bainitischen Ferrits an der gesamt vermessenen Fläche sowie ein Abfall der Flächen der fünf größten M/A Strukturen bei steigender isothermer Haltezeit eingetragen. Hierbei ist zu erwähnen, dass die deutlichen mikrostrukturellen Änderungen bis zu einer Haltezeit von 120 Minuten auftreten. Als Grund für die Vergrößerung und den Anstieg des Flächenanteils des bainitischen Ferrits wird die Kohlenstoffdiffusion und die so einhergehende Umverteilung des Kohlenstoffes angesehen. Die verlängerten isothermen Haltenzeiten auf einer relativ hohen Temperatur von $T_{\text{iso}}=375\text{ °C}$ begünstigen die Kohlenstoffdiffusion. Restaustenitbereiche könnten so an Kohlenstoff verarmen und die treibende Kraft zur Umwandlung zu bainitischem Ferrit ansteigen. Dies erzeugt einen höheren Anteil an bainitischem Ferrit mit ansteigender isothermer Haltezeit. Cruz et al. [Cru12] und Diaz-Fuentes et al. [Dia03] beobachteten ebenfalls einen Anstieg an bainitischem Ferrit mit steigender isothermer Haltezeit. Durch die Bildung von bainitischem Ferrit steht weiterer gelöster Kohlenstoff im Gefüge zur Verfügung. Denn Ferrit besitzt eine geringer Kohlenstofflöslichkeit als Austenit. Der gelöste Kohlenstoff kann zu entfernteren austenitischen Bereichen oder direkt angrenzenden Austenit diffundieren und so diese gegen die Martensitumwandlung stabilisieren. Denn durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes im Restaustenit wird die Martensitstarttemperatur abgesenkt und der Restaustenit verbleibt bis Raumtemperatur als metastabile Phase [Wan00][Wan01][Lil13][Zha13]. Dies könnte die nicht signifikant voneinander abweichenden Restaustenitgehalte bis zu einer isothermen Haltezeit von 120 Minuten erklären. Die Vermutung der Umverteilung des Kohlenstoffes aufgrund der Bildung von vermehrt bainitischem Ferrit wurde ebenfalls durch Diaz et al. [Dia03] und Zhang et al. [Zha14] aufgestellt. Hierbei stellte Zhang vor allem die allgemeine Bildung von

mehr Bainit in den Vordergrund. Ebenfalls könnten sich bei einer Haltezeit von 240 Minuten erste geringe Mengen an Karbiden bzw. Zementit ausgeschieden haben. Dies könnte den Abfall des Restaustenitgehalt auf 7,2 Vol.% erläutern. Bei den Untersuchungen von Avishan [Avi13] wurde die Abnahme des Restaustenitgehaltes mit einer möglichen Bildung von Zementit bei langer isothermer Haltezeit begründet. Jedoch konnten die Zementitausscheidungen nur anhand von Aufnahmen mittels Transmissionselektronenmikroskopie nachgewiesen werden.

Mit Hilfe der metallografischen Untersuchungen nach Natriumpikratätzung zeigte sich, dass sich mehr kohlenstoffreiche Bestandteile innerhalb des für 240 Minuten isotherm gehaltenen Zustandes gebildet haben. Es liegen vermehrt dunkle Bereiche, die kohlenstoffreiche Bestandteile darstellen, in den LOM-Aufnahmen für diesen Zustand vor. Diese Bestandteile zeigten sich vermehrt an den ehemaligen Austenitkorgrenzen und teilweise im Inneren von Bündeln des Bainits. Aufgrund der Größe und des Bildungsortes dieser Strukturen ist zu vermuten, dass es sich hierbei um M/A-Strukturen handelt. Diese M/A-Strukturen werden vermutlich bei einer längeren isothermen Haltezeit mit Kohlenstoffgehalt angereichert. Ebenfalls besteht die Möglichkeit, dass die dunklen Bereiche grobe, inselartige Restaustenitbereiche darstellen. Diese Restaustenitbereiche könnten zwar durch die Umverteilung des Kohlenstoffes bei einer langen isothermen Haltezeit von 240 Minuten mit Kohlenstoff angereichert worden sein. Jedoch lag durch die inselartige Ausbildung eine geringere mechanische Stabilität des Restaustenits im Vergleich zu filmartigen Restaustenitbereichen vor. Die Erhöhung der chemischen Stabilität der Restaustenitbereiche reichte so vermutlich nicht aus, um diese Strukturen ausreichend gegen die Martensitumwandlung zu stabilisieren.

Der Abfall der Fläche der fünf größten M/A-Strukturen bei steigender isothermer Haltezeit bis 120 Minuten tritt vermutlich aufgrund der vorher beschriebenen Kohlenstoffumverteilung und der hiermit vermuteten Umwandlung des Restaustenites in bainitischen Ferrit auf. Die bei 120 und 240 Minuten vergleichbaren Werte für die Fläche der fünf größten M/A-Strukturen könnte ein Hinweis auf die Umwandlung geringer Anteile von instabilen Restaustenit zu M/A-Strukturen sein. Jedoch ist eine Anzahl von 5 Messungen nur bedingt repräsentativ, so dass bei weiteren diesbezüglichen Untersuchungen mehr M/A-Strukturen mit in die Betrachtung einbezogen werden sollten.

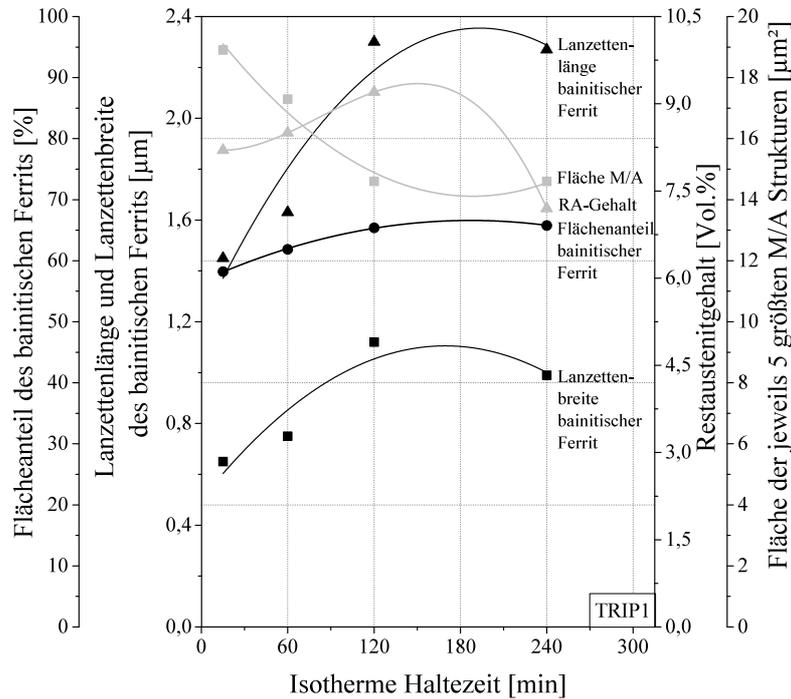


Abbildung 7.6: Vergleich der Kennwerte der objektbasierten Bildanalyse (Lanzettenbreite und -länge bainitischer Ferrit, Flächenanteil bainitischer Ferrit, Fläche M/A) sowie der Restaustenitgehalte (RA-Gehalte) mittels XRD-Messungen für steigende isotherme Haltezeiten bei $T_{\text{iso}}=375$ °C des TRIP1-Stahls

Aus den beschriebenen mikrostrukturellen Ergebnissen bei ansteigender isothermer Haltezeit ergibt sich folgende Schlussfolgerung:

- Eine ansteigende isotherme Haltezeit bewirkt eine Vergrößerung des bainitischen Ferrits.

Einfluss auf die statischen Eigenschaften

Die mikrostrukturellen Veränderungen des bainitischen Gefüges bei steigender isothermer Haltezeit haben einen signifikanten Einfluss auf die statischen Eigenschaften. Die Streckgrenze, das Streckgrenzenverhältnis und die Kerbschlagarbeit fallen mit steigender isothermer Haltezeit deutlich ab. Die Zugfestigkeit verbleibt auf einem vergleichbaren Festigkeitsniveau. Von 120 auf 240 Minuten Haltezeit ist der geringste Abfall der Streckgrenze und so des Streckgrenzenverhältnisses zu verzeichnen. Die Dehnungswerte zeigen einen Anstieg mit steigender isothermer Haltezeit, wobei der Anstieg von 120 auf 240 isothermer Haltezeit am Geringsten ausfällt. Diese Zusammenhänge sind in **Abbildung 7.7** durch die Kennwerte aus Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch über der isothermen Haltezeit dargestellt. Wie bereits erwähnt hängt die Streckgrenze vom Bainit laut Bhadeshia [Bha01] gemäß der Hall-Petch-Beziehung von der Breite des bainitischen Ferrits ab. So kann der Abfall der Streckgrenze und des Streckgrenzenverhältnisses mit dem Anstieg der bainitischen Ferritlanzenbreite mit Erhöhung der isothermen Haltezeit erklärt werden. Auch der Anstieg der Dehnungswerte kann durch die Vergrößerung der bainitischen Ferritphase begründet werden. Diese Phase ist bedeutend weicher als der harte Martensit

bzw. die Mischstruktur Martensit/Austenit, wodurch die Umformbarkeit begünstigt wird. Der Abfall der Kerbschlagarbeit steht mit der Vergrößerung des Gefüges in Zusammenhang. Als weitere Erklärung könnte die höhere Härte der martensitischen Bereiche der M/A-Strukturen aufgrund der möglichen Kohlenstoffdiffusion in die M/A-Strukturen bei der langen isothermen Haltezeit von 240 Minuten sein. So tritt ein höherer Härtegradient bzw. Festigkeitsgradient zwischen der weichen bainitischen Ferritmatrix und den härteren M/A-Strukturen auf. Durch die so erhöhten Spannungen zwischen der Primär- und Sekundärphase könnte die Rissbildung und Rissausbreitung begünstigt worden sein. Risse können schneller durch das Gefüge entlang dieser M/A-Strukturen wandern.

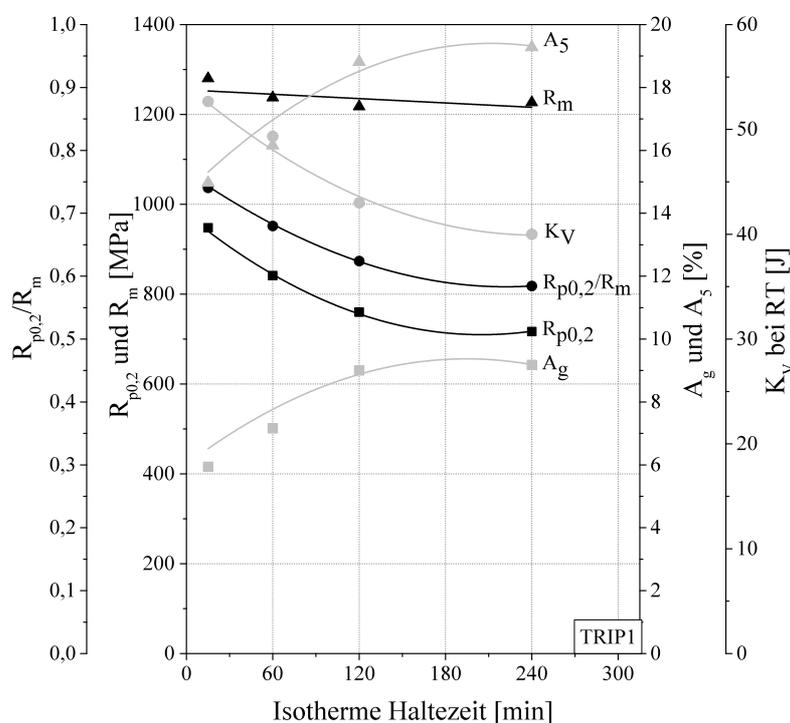


Abbildung 7.7: Vergleich der mechanischen Kennwerte aus Zugversuchen und Charpy-V-Versuchen bei Raumtemperatur für unterschiedliche isotherme Haltezeiten bei $T_{iso}=375^\circ\text{C}$ des TRIP1-Stahls

Aus den beschriebenen statischen Eigenschaften bei ansteigender isothermer Haltezeit ergeben sich folgende Schlussfolgerungen:

- Die Vergrößerung des bainitischen Ferrits mit ansteigender isothermer Haltezeit bewirkt einen Abfall der Streckgrenze bzw. des Streckgrenzenverhältnisses und einen Anstieg der Dehnungswerte.
- Die Kohlenstoffanreicherung der M/A-Strukturen bei verlängerten isothermen Haltezeiten bewirkt einen Abfall der Kerbschlagarbeit aufgrund von begünstigter Rissbildung und -ausbreitung.

Einfluss auf die zyklische Eigenschaften

In **Abbildung 7.8** sind die zyklische Streckgrenze, die Spannungsamplitude bei maximaler Deh-

nung von 0,8 %, der zyklische Verfestigungskoeffizient sowie der zyklische Verfestigungsexponent aus dem Incremental Step Test über der isothermen Haltezeit aufgetragen. Der Zustand mit einer isothermen Haltezeit von 120 Minuten wurden nicht im Incremental Step Test geprüft. Bei der zyklischen Streckgrenze deutet sich, ähnlich wie bei der statische Streckgrenze aus dem Zugversuch, ein Abfall mit steigender isothermer Haltezeit an. Dieser Abfall fällt jedoch geringfügiger im Vergleich zum Abfall der Streckgrenze aus dem Zugversuch aus. Die Streckgrenze aus dem Zugversuch fällt um 24 % und die zyklische Streckgrenze fällt um 6 % mit steigender isothermer Haltezeit ab. Die Spannungsamplitude bei maximaler Dehnungsamplitude zeigt einen anfänglichen Abfall sowie ein gleichbleibendes Niveau bei den isothermen Haltezeit von 60 und 240 Minuten auf. Wiederum kann der Anstieg der Breite des bainitischen Ferrits als Erklärung für den Abfall der zyklischen Festigkeit herangezogen werden. Hierbei wird deutlich, dass der Anstieg der Ferritlängenzellenbreite vor allem die statische Festigkeit (Zugversuch) beeinflusst und einen geringeren Festigkeitsabfall unter zyklischen Belastungen mit sich bringt. Die Verfestigungswerte zeigen einen ansteigenden Trend mit steigender isothermer Haltezeit. Dieser ansteigende Trend weist sein Maximum bei der längsten isothermen Haltezeit von 240 Minuten auf. Die mögliche Umverteilung des Kohlenstoffes bei ansteigender isothermer Haltezeit bewirkt eine Verarmung einiger Restaustenitgebiete an Kohlenstoff. Die so geringere chemische Stabilität dieser Restaustenitbereiche bewirkt eine frühere Umwandlung dieser in Martensit. Jedoch wurden möglicherweise andere entfernteren Restaustenitbereiche aufgrund dieser Kohlenstoffdiffusion chemisch gegen die Umwandlung stabilisiert. Auch durch die mögliche Bildung von bainitischen Ferrit steht mehr Kohlenstoff zur Diffusion und so zur Stabilisierung von Restaustenit zur Verfügung. Falls sich weiteren Anteilen an Martensit und/oder M/A-Strukturen bei verlängerter isothermer Haltezeit gebildet haben, wurden so vermutlich zusätzliche Versetzungen gebildet. Diese Versetzungen wirken verfestigend auf den Restaustenit und erhöhen so die Restaustenitstabilität. Die Umwandlung in Martensit unter zyklischer Belastung erfolgte daher zu späteren Zeitpunkten. Falls sich erste Karbide bei einer Haltezeit von 240 Minuten gebildet haben sollten, wurden die zyklischen Festigkeitswerte nicht signifikant dadurch erhöht.

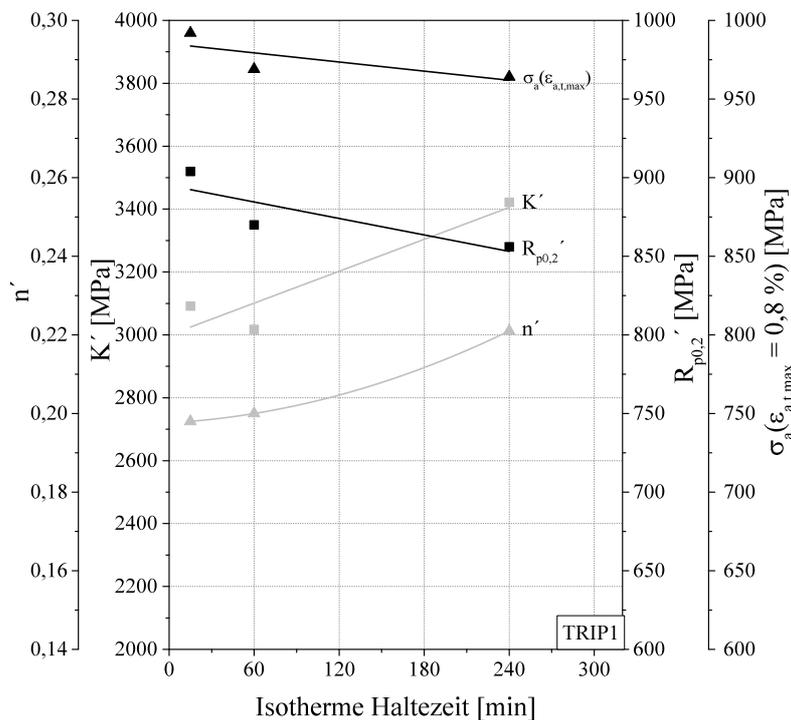


Abbildung 7.8: Vergleich der zyklischen Kennwerte aus dem Incremental Step Test bei Raumtemperatur für unterschiedliche isotherme Haltezeiten bei $T_{iso}=375^\circ\text{C}$ des TRIP1-Stahls. $\sigma_a = (\epsilon_{a,t,max} = 0,8\%)$ = Spannungsamplitude bei maximaler Dehnung von 0,8 %; $R_{p0,2}'$ = zyklische Streckgrenze; K' = zyklischer Verfestigungskoeffizient / Spannungsamplitude beim plastischen Dehnungsanteil von 100 %; n' = zyklischer Verfestigungsexponent / Steigung der Regressionsgeraden bei doppeltlogarithmischer Auftragung der Spannung über dem plastischen Dehnungsanteil

Aus den beschriebenen zyklischen Eigenschaften bei ansteigender isothermer Haltezeit ergeben sich folgende Schlussfolgerungen:

- Die Vergrößerung des bainitischen Ferrits mit ansteigender isothermer Haltezeit bewirkt einen Abfall der zyklischen Streckgrenze und einen Anstieg der Verfestigungswerte.
- Der Abfall der zyklischen Streckgrenze fällt geringer aus als der Abfall der statischen Streckgrenze bei ansteigender isothermer Haltezeit.

7.5 Einfluss von Anlassbehandlungen

Eine nachträgliche Anlassbehandlung ist bei konventionellen Vergütungsstählen ein wichtiger Prozessschritt, um die Balance zwischen Festigkeit und Zähigkeit einzustellen. Auch nachgeschaltete Randschichtbehandlungen können Anlasseffekte bei Werkstoffen hervorrufen, wie beispielsweise das Nitrieren. Bei diesen Behandlungen wirken üblicherweise erhöhte Temperaturen für ein bis mehrere Stunden auf den Werkstoff ein. Bei den Zuständen 3 bis 6 des TRIP2-Stahls wurde erst der optimale Abkühlprozess (isotherme Umwandlung bei 375°C für 15 Minuten)

am TRIP2-Material durchgeführt und anschließend unterschiedliche Anlassbehandlungen nachgeschaltet. Hierbei wurden Anlasstemperaturen sowie -zeiten variiert und der Einfluss der Anlassbehandlung auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften genauer analysiert. Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse dieser Zustände detailliert diskutiert.

Einfluss auf die Mikrostruktur

Bei den mikrostrukturellen Untersuchungen mittels LOM und XRD konnte beim TRIP2-Stahl bei Anlasstemperaturen von 150 °C, 250 °C und 350 °C für jeweils 60 Minuten (Zustand 3, 4 und 5) kein signifikanter Unterschied bei den mikrostrukturellen Bestandteilen festgestellt werden. Der TRIP2-Stahl zeigt in diesen Zuständen ein vollständiges bainitisches Gefüge (100 Vol.%) mit jeweils ca. 6 Vol.% Restaustenit im Bainit. Einzig das Anlassen bei 520 °C für 2400 Minuten (Zustand 6) zeigt geringe Anteile an Martensit sowie keinen Restaustenit im bainitischen Gefüge. Auch durch die Klassifikation der REM-Aufnahmen ist bei den Anlasstemperaturen von 150 °C bis 350 °C bei einer Anlassedauer von 60 Minuten kein signifikanter Unterschied zu entdecken. Anhand der Klassifizierung der REM-Aufnahmen kann die bainitische Mikrostruktur für die Zustände 3 bis 5 des TRIP2-Stahls wie folgt eingeteilt werden: die Primärphase liegt zu gleichen Teilen als körniger und lanzettenartiger bainitischer Ferrit vor. Die Sekundärphase liegt zu gleichen Teilen in filmartiger und inselförmiger Form vor. Die Sekundärphase ist überwiegend Restaustenit. Der Zustand des Anlassens bei 520°C für 2400 Minuten hingegen zeigt deutlich andere Morphologien in der bainitischen Mikrostruktur. Diese besteht vorwiegend aus körnigen bainitischen Ferrit als Primärphase und runden sowie clusterartig vorliegenden Karbiden als Sekundärphase. Nur wenige Bereiche von lanzettenartigen bainitischen Ferrit als Primärphase sowie wenige gestreckte M/A Strukturen als Sekundärphase kommen bei diesem Zustand im Gefüge vor. Hierbei liegen die M/A-Strukturen bevorzugt an den ehemaligen Austenitkorngrenzen. So zeigt sich, dass die Anlasstemperaturen 150 °C, 250 °C und 350 °C und die Anlassedauer von 60 Minuten nicht hoch genug sind, um eine signifikante mittels LOM- und REM-Aufnahmen sichtbare mikrostrukturelle Veränderung bei den TRIP-Werkstoff hervorzurufen. Eine nachgeschaltete Anlassbehandlung bei 520 °C für 2400 Minuten bewirkt jedoch eine Vergrößerung der Lanzetten des bainitischen Ferrits und so eine grobe, körnige Ausbildung der Primärphase. Des Weiteren scheiden sich, trotz des Siliziumgehaltes von 1 Gew.%, Karbide als Sekundärphase aus. Die Temperatur von 520 °C und die Dauer von 2400 Minuten sind hoch genug, damit eine Kohlenstoffdiffusion ablaufen kann. Der so frei gewordene Kohlenstoff kann aufgrund der sinkenden chemischen Stabilität zum Zerfall bzw. zur Umwandlung des Restaustenits führen. Neben der so erleichterten Bildung von Martensit kann auch eine Umwandlung des Restaustenits in bainitischem Ferrit begünstigt werden. Des Weiteren kann der freie Kohlenstoff im übersättigtem bainitischen Ferrit durch Karbidausscheidung bzw. Zementitausscheidung abgebaut werden. Hasan et al. [Has14] sahen einen ähnlichen Effekt eines Anlassens bei 500 °C für einen Tag (1440 Minuten) bei ihren Untersuchungen. Auch in den untersuchten Stählen von Hu et al. [Hu14], die einen Siliziumgehalt von ca. 1,6 Gew.% beinhalteten, wurden bei ausreichend hohen Anlasstemperaturen sowie Anlassedauern der Restaustenit aufgelöst und Karbide ausgeschieden. Bei den untersuchten karbidfreien bainitischen Stählen von Cruz et al. [Cru14] zeigte sich ebenfalls, dass bei einem Anlassen bei 450 °C für 30 Minuten Zementit ausgeschie-

den wird. Cruz mutmaßte, dass durch die Anlassbehandlung die chemische Stabilität beim noch verbleibenden Restaustenit abgesenkt und die Gefahr der Martensitbildung angehoben wurde. Die mikrostrukturellen Unterschiede bei unterschiedlichen Anlassbehandlungen sind in **Abbildung 7.9** durch die entsprechenden gekennzeichneten REM-Aufnahmen der Anlassbehandlung mit 520 °C und 2400 Minuten sowie mit 150 °C und 60 Minuten repräsentiert.

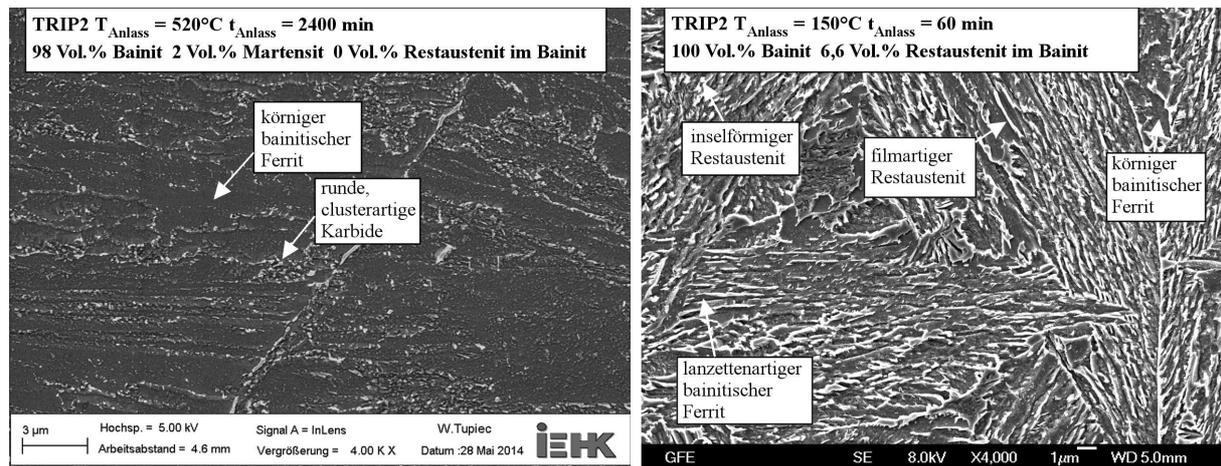


Abbildung 7.9: Gekennzeichnete REM-Aufnahmen für die Anlassbehandlung bei 520 °C für 2400 Minuten und bei 150 °C für 60 Minuten zur Verdeutlichung der mikrostrukturellen Unterschiede

Aus den mikrostrukturellen Ergebnissen bei unterschiedlichen Anlassbehandlungen lässt sich schlussfolgern:

- Die Anlasstemperatur sollte nicht höher als 350 °C sowie die Anlasszeit nicht länger als eine Stunde gewählt werden, damit eine massive Gefügevergrößerung sowie Karbidausscheidung vermieden werden kann.
- Ein Siliziumgehalt von ca. 1 Gew.% unterdrückt die Karbidausscheidung bei einer isothermen Umwandlung, jedoch nicht mehr bei einer nachgeschalteten Anlassbehandlung mit hohen Anlasstemperaturen (520 °C) und langen Anlasszeiten (2400 Minuten).

Einfluss auf die statischen Eigenschaften

Obwohl nur beim Anlassen bei 520 °C für 2400 Minuten nach der isothermen Umwandlung deutliche Änderungen des bainitischen Gefüges auf den REM-Aufnahmen zu erkennen waren, zeigen sich durch die anderen untersuchten Anlassbehandlungen ebenfalls Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften. So sind in **Abbildung 7.10** die Kennwerte aus dem Zugversuch sowie aus den Kerbschlagbiegeversuch bei Raumtemperatur über die verschiedenen Anlassbehandlungen abgebildet. Bei einem einstündigen Anlassen nimmt die Kerbschlagarbeit mit steigender Anlasstemperatur von 150 °C bis 350 °C deutlich zu. Jedoch ist ein rapider Abfall der Zähigkeit bei einem Anlassen von 520 °C für 2400 Minuten zu erkennen. Der Anstieg der Kerbschlagarbeit zwischen 150 °C und 350 °C könnte mit einem Versetzungsabbau und der damit einhergehenden Entspannung des Gitters zusammenhängen. Hierbei ist jedoch kritisch zu betrachten, ob die Temperatur von 250 °C für den Versetzungsabbau ausreicht. Vermutlich findet ein signifikanter

Abbau erst ab 350 °C statt. Cruz et al. [Cru14] und Hasan et al. [Has14] vermutete ebenfalls einen Abbau der Versetzungen aufgrund von erhöhten Anlasstemperaturen, wobei hier der Abbau bei Anlasstemperaturen >400 °C auftrat. Der Abfall der Kerbschlagarbeit beim Zustand 6 (520 °C für 2400 Minuten) ist auf die Vergrößerung und die Ausscheidung von Karbiden bzw. Zementit zurückzuführen. Die Untersuchungen von Caballero et. al. [Cab13] zeigten ebenfalls in modernen Stählen einen Abfall der Zähigkeit mit ansteigender Anzahl an Zementitausscheidungen.

Die Gleichmaßdehnung bleibt auf einen vergleichbaren Niveau bei steigender Anlasstemperatur und Anlassdauer. Die Bruchdehnung zeigt hingegen einen leichten Abfall bei 520 °C mit 2400 minütigen Halten. Dieser Abfall ist auf die Auflösung des Restaustenits in bainitischen Ferrit und Karbide zurückzuführen. Dass trotzdem noch ein relativ hoher Bruchdehnungswert bei diesem Zustand vorliegt, könnte an dem vermehrt auftretenden weichen, körnigen bainitischen Ferrit und der hiermit noch guten Umformbarkeit liegen.

Bei den Festigkeitswerten zeigt sich, dass die Zugfestigkeit bei ansteigender Anlasstemperatur bei 60 minütiger Anlassbehandlung auf einem gleichbleibenden Niveau verweilt. Genau wie die Kerbschlagarbeit und die Bruchdehnung sinkt der Wert der Zugfestigkeit erst bei einem Anlassen bei 520 °C für 2400 Minuten deutlich ab. Hierbei ist wieder das vergrößerte Gefüge und der größere Anteil an weichen bainitischen Ferrit als Primärphase als Ursache zu sehen. Weiterhin zeigt sich, dass die Streckgrenze eine steigende Tendenz bis zur Anlassbehandlung von 350°C für 60 Minuten aufweist und eine Verminderung bei 520°C für 2400 Minuten erfährt. Der Abfall der Streckgrenze kann durch die Vergrößerung des bainitischen Ferrits begründet werden [Bha01]. Der Streckgrenzeabfall aufgrund von Vergrößerung des bainitischen Ferrits beobachteten und argumentierten ebenfalls Hu et al. [Hu14] in deren Untersuchungen. Der vorherige Anstieg der Streckgrenze bis 350 °C Anlasstemperatur könnte in möglichen ersten Karbidausscheidungen bzw. Zementitausscheidungen begründet liegen. Karbidausscheidungen tragen anteilig zur Streckgrenze von Bainit bei [Bha01]. Trotz des erhöhten Siliziumgehaltes von ca. 1 Gew.% könnten sich, wie es auch schon bei den Untersuchungen von Hu et al. [Hu14] gezeigt wurde, bei den erhöhten Anlasstemperaturen von 350 °C erste Karbidanteile ausgeschieden haben. Diese Karbide könnten jedoch noch in einer so geringen Größe vorliegen, dass sie vermutlich, ähnlich wie in der Untersuchung von [Avi13], nur durch Analysen mittels Transmissionselektronenmikroskopie abgebildet werden können. Ein weitere Begründung für den Anstieg der Streckgrenze könnte die Bildung von Cottrell-Wolken sein. Bei den Verläufen der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen der Zustände von TRIP2-Stahl zeigt sich bei der Anlasstemperatur von 350 °C ein leichtes Abflachen des Übergangs vom elastischen zum plastischen Bereich. Das Abflachen des elastisch-plastischen Übergangs lässt vermuten, dass sich Cottrell-Wolken gebildet haben. Als Cottrell-Wolke bezeichnet man die Kohlenstoffatome, die sich durch Diffusion in das dilatiertere Spannungsfeld der Versetzungen anlagern. Aufgrund dieser Anlagerung muss eine höhere Spannung zum Losreißen der Versetzungen aufgebracht werden, was einen Anstieg der Streckgrenze mit sich bringt. Bei konstanter Zugfestigkeit wird so ein Abknicken des Übergangs von elastischem zu plastischem Bereich hervorgerufen. Da die Temperatur ab 350 °C hoch genug für die Kohlenstoffdiffusion war, könnten sich ab dieser Temperatur Cottrell-Wolken bilden. Steigert

man nun bei der Anlassbehandlung die Temperatur auf 520 °C und die Anlasszeit auf 2400 Minuten ist ein deutliches Abknicken des Übergangs zwischen elastischen zu plastischen Bereich zu erkennen. Dieser Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve zeigt ein vergleichbares Erscheinungsbild zum Verlauf bzw. zum Abknicken des Übergangs von elastischen zum plastischen Bereich beim vergüteten 42CrMo4-Stahl. Durch die Anlassbehandlung bei 520 °C für 2400 Minuten des TRIP-Stahls ist kein Restaustenit mehr im Gefüge vorhanden. Der Kohlenstoff ist in diesem Zustand, genau wie es beim vergüteten martensitischen Referenzstahl auftritt, vorwiegend als Karbide ausgeschieden. Aufgrund des fehlenden Restaustenits ist kein Verfestigungspotential in diesem Zustand vorhanden und der nicht kontinuierlich verlaufende Anstieg der Spannungsdehnungs-Kurve kann so erklärt werden.

Das Streckgrenzenverhältnis zeigt einen kontinuierlichen Anstieg. Dies ist auf die Kombination von Anstieg der Streckgrenze und konstantem Niveau der Zugfestigkeit bis 350 °C sowie gleichzeitigem Abfall der Streckgrenze und der Zugfestigkeit bei 520 °C mit 2400 Minuten zurückzuführen.

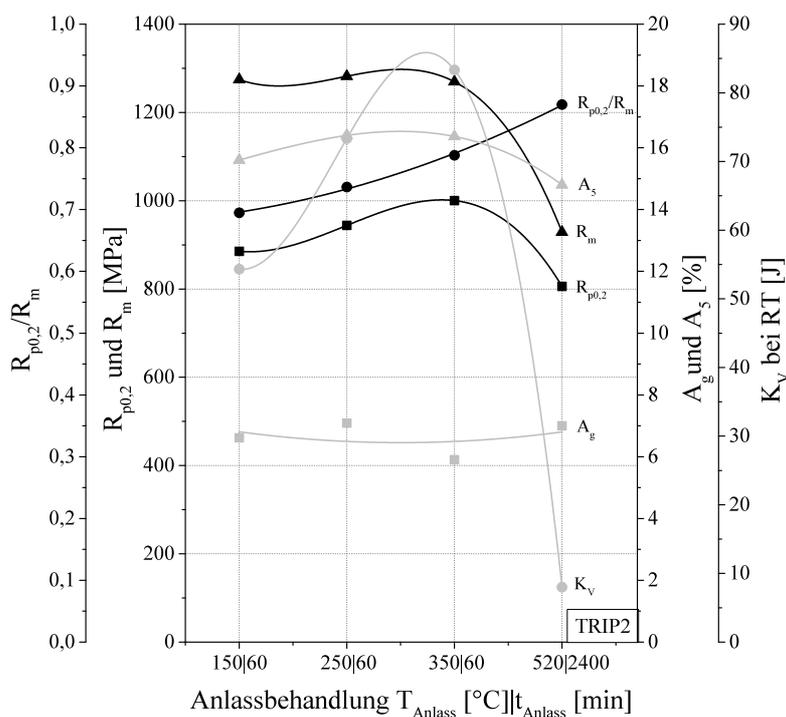


Abbildung 7.10: Vergleich der mechanischen Kennwerte aus Zugversuch und Charpy-V-Versuchen bei Raumtemperatur für unterschiedliche Anlassbehandlungen nach 15 minütiger isothermer Umwandlung bei 375 °C bei Stahl TRIP2

Aus den ermittelten Ergebnissen für die statischen Eigenschaften bei variierten Anlassbehandlungen lassen sich folgende Schlussfolgerungen ziehen:

- Mittels einer Anlassbehandlung bei 350 °C für eine Stunde können vor allem Streckgrenze und Kerbschlagarbeit deutlich angehoben werden.

Einfluss auf die zyklischen Eigenschaften

Der Einfluss der Anlasstemperaturen zeigt sich auch bei den zyklischen Eigenschaften aus dem Incremental Step Test. Hierbei ist der Einfluss vor allem beim zyklischen Werkstoffverhalten zu erkennen. Die Anlassbehandlungen bei 150 °C, 250°C sowie 350°C für 60 Minuten (Zustand 3, 4 und 5) wurden mittels des Incremental Step Test zyklisch geprüft. In **Abbildung 7.11** zeigt sich beim Vergleich der zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Incremental Step Tests, dass mit steigender Anlassstemperatur zwar die zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven den gleichen Verlauf aufweisen. Jedoch steigen die zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurven mit steigender Anlassstemperatur an, wodurch das zyklische Werkstoffverhalten verändert wird. Das bedeutet, dass bei einer Anlassstemperatur von 150 °C noch ein zyklisch verfestigendes Verhalten vorliegt. Bei 250°C liegt ein neutrales Verhalten unter zyklischer Belastung und beim Anlassen bei 350 °C tritt eine zyklische Entfestigung auf. Ein neutrales zyklisches Werkstoffverhalten liegt dann vor, wenn die zyklische sowie die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurven aufeinander liegen. Das zyklisch entfestigende Werkstoffverhalten wird dadurch charakterisiert, dass die zügige Spannungs-Dehnungs-Kurve oberhalb der zyklischen gelegen ist. Ein zyklisch verfestigendes Werkstoffverhalten liegt vor, wenn die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve oberhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt. Grund für diese Veränderung des Werkstoffverhaltens könnte auf ähnliche Effekte wie beim Anstieg der Streckgrenze aus dem Zugversuch zurückzuführen sein. Das bedeutet, dass eine Festigkeitssteigerung bei der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve aufgrund von möglichen ersten Karbidausscheidungen oder Cottrell-Wolkenbildung aufgetreten sein könnte. Durch eine nachgeschalteten Anlassbehandlung wird also ein erheblicher Einfluss auf das zyklische Werkstoffverhalten ausgeübt.

Die zyklischen Festigkeitskennwerte, also zyklische Streckgrenze sowie Spannungsamplitude bei maximaler Dehnung von 0,8 %, verbleiben auf dem selben Festigkeitsniveau bei ansteigender Anlassstemperatur. Der Verfestigungsexponent zeigt ebenfalls keine signifikante Veränderung mit ansteigender Anlassstemperatur. Bei dem zyklischen Verfestigungskoeffizient hingegen tritt ein Abfall beim Anlassen bei 350 °C für 60 Minuten auf. Dies könnte durch die Kohlenstoffdiffusion und die so mögliche verminderte Mischkristallverfestigung begründet werden. Durch die verminderte Mischkristallverfestigung wird vermutlich die Spannung bei 100 % plastischen Dehnungsanteil herabgesetzt. Der frei gewordene Kohlenstoff könnte die Bildung von Cottrell-Wolken oder die Ausscheidung von ersten feinsten Karbiden bzw. Zementit bewirkt haben.

In zukünftigen Arbeiten sollten Wöhler- und Gaßnersversuche für die Zuständen der unterschiedlichen Anlassbehandlungen durchgeführt werden, um die Auswirkung des veränderten zyklischen Werkstoffverhaltens in Bezug auf die Lebensdauer und Betriebsfestigkeit besser abschätzen zu können.

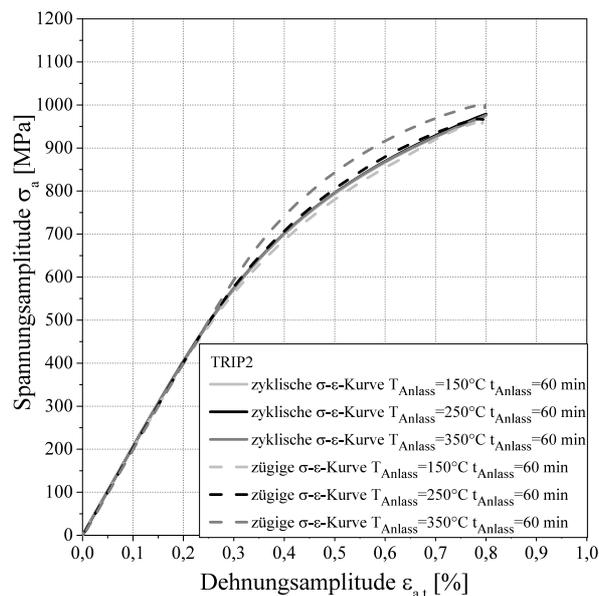


Abbildung 7.11: Vergleich von zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des TRIP2-Stahls bei Anlasstemperaturen von 150 °C, 250 °C und 350 °C und einer jeweiligen Anlassedauer von 60 Minuten

Aus den Ergebnissen der zyklischen Untersuchungen für unterschiedliche Anlassbehandlungen lässt sich schlussfolgern:

- Das zyklische Werkstoffverhalten ändert sich von einer zyklischen Verfestigung in eine zyklische Entfestigung bei Steigerung der Anlasstemperatur bis auf 350°C.

7.6 Einfluss der zyklischen Belastung auf den Restaustenit

Im folgenden Kapitel wird auf die Umwandlung des Restaustenits zu Martensit (TRIP-Effekt) unter zyklischer Belastung beim neu entwickelten TRIP-Stahl eingegangen. Mittels diesen Effektes konnten die zyklischen Eigenschaften des TRIP-Stahls im Vergleich zum konventionell verwendeten Vergütungsstahl 42CrMo4 gesteigert werden. Auf die Anhebung der zyklischen Eigenschaften beim TRIP-Stahl im Vergleich zu traditionellen Schmiedestählen wird im **Kapitel 7.7** näher eingegangen.

Umwandlung unter zyklischer Belastung mit konstanten Amplituden

Um eine Umwandlung des Restaustenits unter zyklischer Belastung mit konstanten Amplituden beurteilen zu können, wurden die Verläufe der Ober- und Unterspannungen für die ersten 20 Schwingspiele der Wechselverformungskurve aus den dehnungsgeregelten Wöhlerversuchen des TRIP2-Stahls im Zustand 2 ($T_{\text{iso}} = 375^\circ\text{C}$, $t_{\text{iso}} = 15 \text{ min}$) sowie des Referenzstahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand näher betrachtet. Die entsprechenden Kurvenverläufe der beiden Stähle sind in **Abbildung 7.12** dargestellt. Hierbei zeigte sich beim Verlauf der Oberspannung ein nennenswerter Anstieg beim TRIP2-Werkstoff und beim 42CrMo4-Stahl ein Abfall. Bei der Unterspannung zeigt der TRIP2-Werkstoff eine abfallende Tendenz in den ersten 20

Schwingspielen, wohingegen der 42CrMo4-Stahl einen Anstieg aufweist. Der anfängliche Anstieg bei der Oberspannung und der anfängliche Abfall bei der Unterspannung beim TRIP2-Stahl dokumentieren ein verfestigendes Ereignis unter zyklischer Belastung. Sowohl mehr Spannung bei der Oberspannung als auch mehr Druck bei der Unterspannung wurden beim TRIP2-Werkstoff in den ersten 20 Schwingenspielen beim dehnungsgeregelten Wöhlerversuch im Vergleich zum 42CrMo4-Referenzstahl erzeugt. Dies ist ein Indiz für das Auftreten des TRIP-Effektes beim TRIP-Stahl unter zyklischer Belastung mit konstanten Amplituden. Im Vergleich hierzu treten beim 42CrMo4-Stahl keine höheren Spannungen bei der Oberspannung sowie keine höheren Drücke bei der Unterspannung in den ersten 20 Schwingenspielen auf. Das martensitische Gefüge des 42CrMo4-Stahls beinhaltet keinen Restaustenit und bot so auch keine Möglichkeit für das Auftreten des TRIP-Effektes. Die ersten vermehrten Umwandlungen von Restaustenitbereichen im TRIP-Werkstoff wurden bei den ersten hohen Beanspruchungen, d.h. bei den ersten signifikanten plastischen Dehnungen, ausgelöst. Denn nach den ersten 20 Schwingenspielen verlaufen die Ober- und die Unterspannungen des TRIP2-Stahls vergleichbar zu den Kurven des 42CrMo4-Referenzstahls kontinuierlich abfallend bzw. ansteigend.

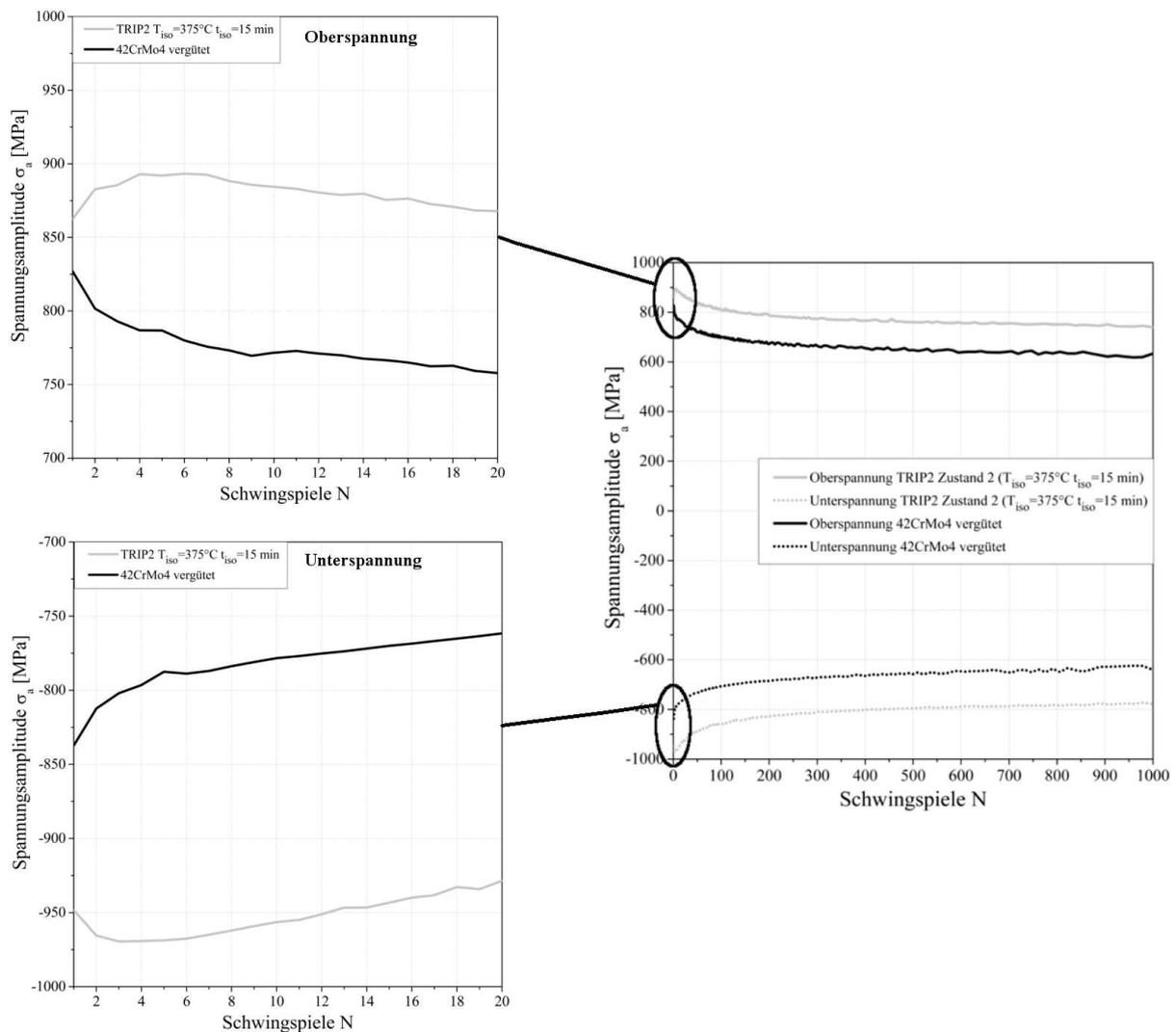


Abbildung 7.12: Vergleich der Ober- und Unterspannungen der Wechselverformungskurven aus den Wöhlerversuchen des 42CrMo4-Stahls im vergüteten Zustand und des TRIP2-Stahls nach isothermer Umwandlung

Umwandlung unter zyklischer Belastung mit variablen Amplituden

Als einen Nachweis des TRIP-Effektes bei zyklischer Belastung mit variablen Amplituden wurden XRD-Messungen an ermüdeten Incremental Step Test Proben des TRIP1- und TRIP2-Stahls direkt auf der Bruchfläche und 2 mm unterhalb der Bruchfläche durchgeführt. Die Messungen wurden für die kontinuierliche Abkühlung und isotherme Umwandlung für 15 Minuten (Zustand 1 und 2) beim TRIP1-Stahl und für die reine Luftabkühlung und isotherme Umwandlung für 15 Minuten (Zustand 1 und 2) beim TRIP2-Stahl durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigen, dass sowohl auf den Bruchflächen als auch 2 mm unterhalb der Bruchfläche bei beiden Stählen in den jeweiligen Zuständen kein Restaustenit detektiert werden konnte. Messungen vor der zyklischen Prüfung wiesen jedoch in den Zuständen der Stähle TRIP1 und TRIP2 Restaustenit in Höhe von rund 8 Vol.% bzw. 12,8 Vol.% nach. Diese Ergebnisse weisen auf eine komplette Umwandlung des Restaustenits und so auf das Auftreten des TRIP-Effektes hin.

In Bezug auf die Restaustenitstabilität lassen die mikrostrukturellen Ergebnisse vermuten, dass nicht allein der Gehalt und die Morphologie des Restaustenits genügend Auskunft über die Restaustenitstabilität geben können. Sowohl der gesamte, hohe Restaustenitgehalt bei der reinen Luftabkühlung als auch der im Vergleich zur Luftabkühlung geringere Restaustenitgehalt der isothermen Umwandlung beim TRIP2-Stahl wandelte in Martensit um. Jedoch lagen unterschiedliche Morphologien und so theoretisch unterschiedliche mechanische Stabilitäten des Restaustenits bei diesen beiden Zuständen vor. Bei der reinen Luftabkühlung lagen grobe, inselartige M/A-Strukturen und wenige inselartige Restaustenitbereiche vor. Im Vergleich hierzu bildete sich bei der isothermen Umwandlung eine Mischung aus filmartigen und inselförmigen Restaustenitbereichen aus. Nach den Untersuchungen von [Ree92][Law02][Bra13] würde dem Gefüge nach der isothermen Umwandlung eine höhere Restaustenitstabilität im Vergleich zu der reinen Luftabkühlung zugeschrieben. Aufgrund der filmartigen und feineren Morphologie der Restaustenitbereiche nach der isothermen Umwandlung ist die mechanische Stabilität bei diesem Zustand höher. Jedoch könnte der Kohlenstoffgehalt in den Austenitfilmen nicht hoch genug zur ausreichenden Stabilisierung bei hohen Belastungen gewesen sein. Daher sollte zukünftig der Kohlenstoffgehalt innerhalb der Sekundärphase, vor allem im Restaustenit, sowie die Härte der umgebenden Matrix genauer mittels geeigneter Messmethoden analysiert werden. So könnte die chemische Stabilität des Restaustenits und die mögliche Härte der umgebenden Matrix als weitere Einflussfaktoren auf die Restaustenitstabilität abgeschätzt werden. Insgesamt zeigt sich, dass bei den neu entwickelten TRIP-Schmiedestählen sowohl bei einer kontinuierlichen Abkühlungen als auch bei einer isothermen Umwandlungen der Restaustenit komplett unter zyklischer Belastung mit variablen Amplituden umwandelt.

Ein weiteres Indiz auf den TRIP-Effekt gibt der Vergleich des zyklischen Werkstoffverhaltens aus den Incremental Step Tests des TRIP-Schmiedestahls und des 42CrMo4-Stahls. Wie in **Abbildung 7.13** zu sehen ist, liegt die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (schwarze, durchgezogene Linie) des 42CrMo4-Stahls unterhalb der zügigen Spannungs-Dehnungs-Kurve (schwarze, gestrichelte Linie). Diese Lage der Kurven weist dem 42CrMo4-Stahl eine zyklische Entfestigung zu. Im Gegensatz hierzu liegt beim TRIP1-Stahls nach isothermer Umwandlung ($T_{\text{iso}}=375\text{ °C}$, $t_{\text{iso}}=15\text{ min}$) die zyklische Kurve oberhalb der zügigen Kurve, wie ebenfalls in **Abbildung 7.13** zu sehen ist. So tritt beim TRIP-Schmiedestahl eine zyklische Verfestigung auf, die auf einen Verfestigungseffekt wie dem TRIP-Effekt zurückgeführt werden kann.

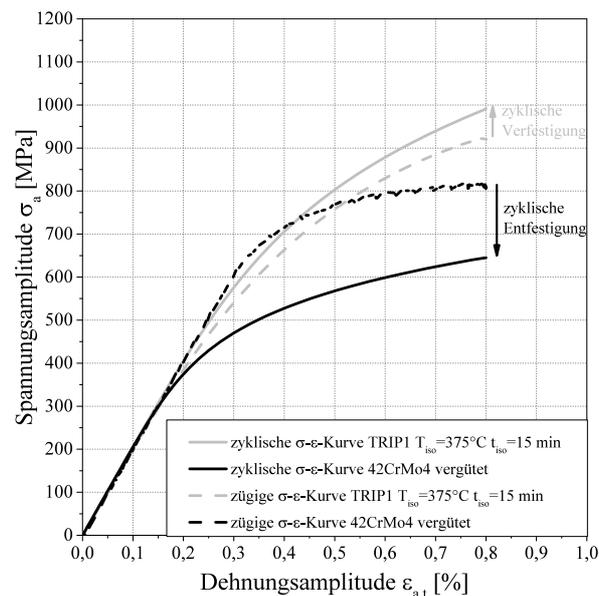


Abbildung 7.13: Vergleich von zügigen und zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des TRIP1-Stahls nach 15 -minütiger isothermer Umwandlung bei $375^{\circ}C$ und des vergüteten 42CrMo4-Stahls

Aus diesen diskutierten Ergebnissen lässt sich bezüglich des Einflusses der zyklischen Belastung auf Restaustenit folgende Schlussfolgerung ziehen:

- Beim neu entwickelten TRIP-Schmiedestahl tritt unter zyklischer Belastung mit konstanten sowie variablen Amplituden der TRIP-Effekt auf.

7.7 Vergleich mit konventionellen Schmiedestählen

Die karbidfreien bainitischen TRIP-Schmiedestähle weisen hervorragende mechanische Eigenschaftskombinationen im Vergleich zu den konventionell verwendeten Stahlgüten in der Schmiedeindustrie auf.

Statische Eigenschaften

Als Referenzstahl wurde der Vergütungsstahl 42CrMo4 untersucht, der zur optimalen Einstellung seiner mechanischen Eigenschaften gehärtet und angelassen (vergütet) werden muss. Der 42CrMo4-Stahl wandelt überwiegend in Martensit mit hohen Anteilen an Karbiden um. Die Kennwerte aus dem Zugversuch für den 42CrMo4-Stahl zeigen eine höhere Streckgrenze im Vergleich zum TRIP1-Stahl bei kontrollierter kontinuierlicher Abkühlung und als der TRIP2-Stahl nach unkontrollierter Luftabkühlung sowie industriell umgesetzter isothermer Umwandlung. Jedoch kann der TRIP1-Stahl durch Anwendung einer isothermen Umwandlung mit 15 minütigem Halten bei $375^{\circ}C$ (im Salzbad mit homogener Temperaturverteilung) als auch der TRIP2-Stahl bei geeigneter Wahl der Anlassparameter ($350^{\circ}C$ für 60 Minuten) vergleichbare bis gesteigerte Streckgrenzen erreichen. Auch die Zugfestigkeiten des 15-minütig, isotherm umgewandelten Zustandes beim TRIP1-Stahl sowie des angelassenen Zustandes bei $350^{\circ}C$ für 60 Minuten vom

TRIP2-Stahl übertreffen den Zugfestigkeitswert des 42CrMo4-Stahls um bis zu 200 MPa. Neben den gesteigerten Festigkeitseigenschaften konnte durch die Einstellung eines karbidfreien bainitischen Gefüges sowohl die Gleichmaßdehnung als auch die Bruchdehnung im Vergleich zum 42CrMo4-Vergütungsstahl angehoben werden. Der Restaustenit im bainitischen Gefüge erhöht die Dehnungswerte. Die an sich guten Zähigkeitswerte des vergüteten 42CrMo4-Stahls können die TRIP-Schmiedestähle bei geeigneter isothermer Umwandlung ebenfalls erreichen. Die lanzettenartig auftretenden Restaustenitbereiche im Gefüge wirken sich positiv auf die Zähigkeit aus. Durch eine der isothermen Umwandlung nachgeschalteten Anlassbehandlung bei 350 °C für 60 Minuten werden die Zähigkeitswerte der TRIP-Stähle sogar um 62 % im Vergleich zum 42CrMo4-Referenzstahl angehoben.

Im Allgemeinen zeigt der TRIP-Schmiedestahl im direkten Vergleich zu den konventionellen Schmiedestahlgüten (Vergütungsstahl, AFP-Stahl, AFP-M-Stahl, HDB-Stahl) eine gute Kombination aus statischer Festigkeit und Zähigkeit, wie in **Abbildung 7.14** zu sehen ist. Die ursprüngliche Darstellung von **Abbildung 7.14**, die aus [Keul12] stammt, wurde mit den Werten des TRIP-Stahls und des vergüteten 42CrMo4 aus dieser Arbeit erweitert. Die AFP-Stähle zeigen deutlich geringere Streckgrenzen- sowie Zähigkeitswerte im Vergleich zum TRIP-Stahl. Auch die mikrolegierte Variante der AFP-Stähle (AFP-M) liegt bezüglich der mechanischen Eigenschaften deutlich unter dem Bereich der TRIP-Stähle. Die bainitischen HDB-Stähle [Keu12] zeigen ein breiteres Fenster der einstellbaren Streckgrenzen als die TRIP-Stähle. Jedoch sind die Zähigkeitswerte der HDB-Stähle den Werten der TRIP-Stähle unterlegen. Das Eigenschaftsprofil des 42CrMo4-Stahls liegt im oberen Bereich des TRIP-Werkstoffes. Allerdings ist für diesen Stahl eine vollständige Vergütungsbehandlungen nötig, um diese gute Eigenschaftskombination einzustellen. Beim TRIP-Werkstoff muss lediglich ein größerer Aufwand bezüglich der kontrollierten Abkühlung und isothermen Umwandlung aus der Schmiedehitze angewendet werden, um exzellente statische Eigenschaftskombinationen zu erhalten. So kann durch den Einsatz des TRIP-Werkstoffes aufgrund des Wegfalls von zusätzlichen Wärmebehandlungen bei der Herstellung von massivumgeformten Bauteilen Energie eingespart werden.

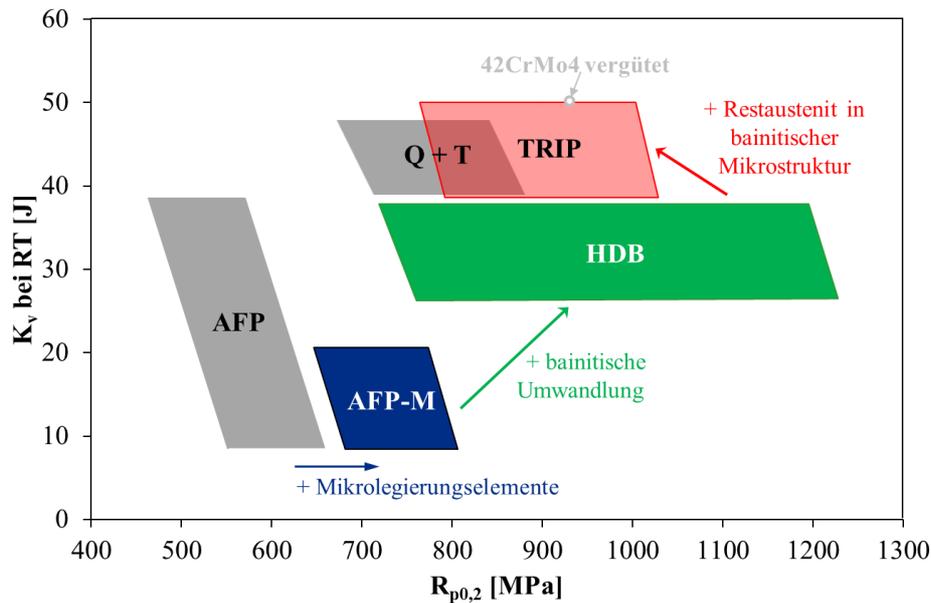


Abbildung 7.14: Vergleich der erreichbaren Festigkeits-Zähigkeitskombination in Abhängigkeit ihrer Gefügezusammensetzung von TRIP-Stahl zu traditionellen Schmiedestählen, schematisch

Aus den diskutierten Ergebnissen lassen sich folgende Schlussfolgerungen für den Vergleich der statischen Eigenschaften der neu entwickelten TRIP-Schmiedestähle zu den konventionellen Schmiedestählen schließen:

- Die im Zug- und Kerbschlagbiegeversuch ermittelten Eigenschaften der TRIP-Werkstoffe sind nach einer isothermen Umwandlung und einer nachgeschalteten Anlassbehandlung vergleichbar oder besser im Vergleich zu den konventionellen Schmiedestahlgüten. Hierbei muss auf die Prozessparameter beim isothermen Halten sowie beim Anlassen geachtet werden.
- Mit Hilfe der isothermen Umwandlung als Abkühlprozess aus der Schmiedehitze können zusätzliche Wärmebehandlungsschritte oder eine vollständige Vergütungsbehandlung eingespart werden.

Zyklische Eigenschaften

Der Vorteil bezüglich der mechanischen Eigenschaften des neuen, karbidfreien bainitischen Schmiedestahls wird besonders bei den zyklischen Eigenschaften sichtbar. Wie in Abbildung 7.13 ersichtlich, tritt beim TRIP1-Stahl eine zyklische Verfestigung und beim 42CrMo4-Stahl eine zyklische Entfestigung unter zyklischen Belastungen mit variablen Amplituden auf (Incremental Step Test). Die zyklische Verfestigung der TRIP-Stähle tritt aufgrund der Umwandlung des Restaustenits in Martensit auf (Kapitel 7.6). Diese zyklische Verfestigung wirkt sich positiv auf die Ergebnisse aus den Wöhler- und Gaßnersversuchen (mit und ohne Überlast) aus. So sind die Ergebnisse des TRIP2-Stahls im isotherm umgewandelten Zustand bei 375°C für 15 Minuten im Wöhlerversuch (zyklische Belastung mit konstanten Amplituden) um 54 MPa (ca. 24 %), beim Gaßnersversuch (zyklische Belastung mit variablen Amplituden) ohne Überlasten um 52 MPa (ca.

16 %) und beim Gaßnersversuch mit Überlasten sogar um 74 MPa (ca. 30 %) höher im Vergleich zum vergüteten 42CrMo4-Stahl. Aufgrund der höheren zyklischen Eigenschaften, vor allem bei Belastungen mit variablen Amplituden, können Bauteile so ausgelegt bzw. bemessen werden, dass eine geringere Wanddicke verwendet werden kann. Allerdings muss bedacht werden, dass die isotherme Umwandlung des zyklisch getesteten TRIP2-Stahls bei 375°C für 15 Minuten in der Industrie auf einem gewärmten Rost durchgeführt wurde. Das bedeutet, dass eine homogene Temperatureinstellung erschwert war und so keine optimale isotherme Umwandlung gewährleistet werden konnte. So konnte nicht das volle Festigkeitspotential des TRIP-Schmiedestahls unter zyklischer Belastung in den Wöhler- und Gaßnersversuchen aufgezeigt werden. Eine isotherme Umwandlung in einem Salzbad oder einem geschlossenen Ofen ist zu bevorzugen, um eine homogene Temperaturverteilung und höhere Temperaturkontrolle gewährleisten zu können. Ein feineres und homogeneres Gefüge kann so eingestellt und eine weitere Anhebung der zyklischen Eigenschaften hervorgerufen werden.

Beim Vergleich der zügigen und zyklischen Dehngrenzen (konstante sowie variable Amplituden) von unterschiedlichen Schmiedestählen mit dem TRIP-Stahl in **Abbildung 7.15** zeigt sich das hohe zyklische Festigkeitspotential des TRIP-Werkstoffes. Die Vergütungsstähle (Q + T) übertreffen bei den zügigen Dehngrenzen die AFP-Stähle sowie den TRIP-Stahl. Jedoch zeigt sich ein deutlicher Abfall bei den zyklischen Dehngrenzen unter konstanten und variablen Amplituden bei den Vergütungsstählen. So ist eine angelassene martensitische Mikrostruktur zwar unter zügiger/statischer Belastung vorteilhaft, jedoch verliert diese Mikrostruktur seinen Festigkeitsvorsprung gegenüber anderen Mikrostrukturen sobald die Belastung von einer zügigen/statischen in eine zyklische übergeht. Die AFP-Stähle, die eine ferritisch/perlitische Mikrostruktur aufweisen und teils mikrolegiert werden, liegen bei den zügigen Dehngrenzen am tiefsten. Diese Stahlgüten erfahren nur eine leichte Steigerung unter zyklischer Beanspruchung mit konstanten und variablen Amplituden. Das vergleichsweise weichere Gefüge der AFP-Stähle aufgrund von Anteilen an Ferrit unterliegt im Vergleich zu dem härteren, angelassenen martensitischen Gefüge der Vergütungsstählen bei den zügigen Dehngrenzen. Allerdings führt diese Mikrostruktur unter zyklischer Belastung zu einer maginalen Festigkeitssteigerung. Die karbidfreie bainitische Mikrostruktur des TRIP-Stahls mit Restaustenit als Sekundärphase beinhaltet mittelmäßige zügige Dehngrenzen im Vergleich zu den anderen Schmiedestahlgüten. Diese Mikrostruktur erfährt jedoch eine erhebliche Verfestigung unter zyklischer Belastung aufgrund des TRIP-Effektes. Besonders vorteilhaft zeigt sich diese neue Schmiedestahlgüte für massivumgeformte Bauteilen unter zyklischen Belastungen mit variablen Amplituden. Hier wirkt sich die Umwandlung des Restaustenits in Martensit besonders vorteilhaft auf die Lebensdauer aus. So verfügt der TRIP-Schmiedestahl aufgrund der guten zyklischen mechanischen Eigenschaften über ein hohes Leichtbaupotential, das zur Gewichtsoptimierung bei massivumgeformten Schmiedebauteilen ausgenutzt werden kann.

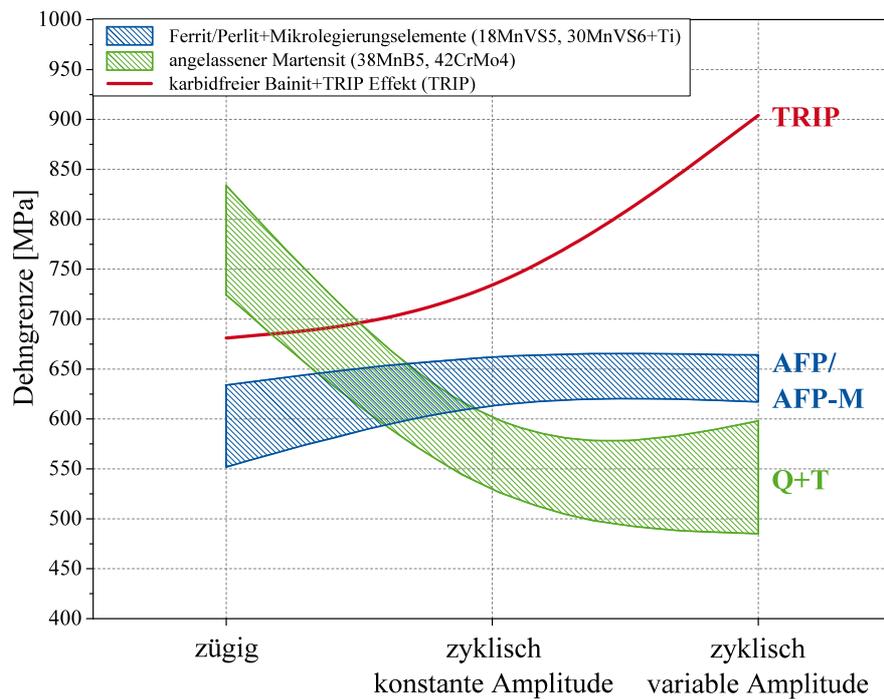


Abbildung 7.15: Vergleich von zügiger und zyklischen Dehngrenzen unterschiedlicher traditioneller Schmiedestähle; zügige und zyklisch variable Amplituden-Dehngrenze aus Incremental Step Test, zyklisch konstante Amplituden-Dehngrenze aus Wöhlerversuch

Die diskutierten Ergebnissen lassen folgende Schlussfolgerungen für den Vergleich der zyklischen Eigenschaften der neu entwickelten TRIP-Schmiedestähle zu den konventionellen Schmiedestählen zu:

- Im Gegensatz zu konventionellen Vergütungsstählen verfestigt der neue TRIP-Stahl unter zyklischer Beanspruchung aufgrund des TRIP-Effektes. Bei gleicher statischer Festigkeit führt dies zu einer höheren Schwingfestigkeit.
- Eine karbidfreie bainitische Mikrostruktur zeigt sich besonders unter zyklischer Belastung mit variablen Amplituden als vorteilhaft und weist so ein hohes Leichtbaupotential auf.

8 Schlussfolgerung und Ausblick

Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen lassen folgende Schlussfolgerungen zu:

- Durch geeignete Legierung der Elemente Silizium, Bor und Titan können karbidfreie, bainitische Schmiedestähle produziert werden, die als Sekundärphase des Bainits Restaustenit beinhalten.
- Eine unkontrollierte Abkühlung an Luft sowie eine kontrollierte, kontinuierliche Abkühlung erzeugen gröbere Mikrostrukturen im Vergleich zu einer isothermen Umwandlung.
- Die frei werdende Umwandlungswärme bei der Bainitumwandlung muss unterdrückt werden, um ein feineres Gefüge ausbilden zu können.
- Die beste Kombination der statischen sowie zyklischen Eigenschaften werden durch eine isotherme Umwandlung aufgrund des feineren bainitischen Gefüges erreicht.
- Eine ansteigende isotherme Haltezeit bewirkt eine Vergrößerung des bainitischen Ferrits.
- Die Vergrößerung des bainitischen Ferrits mit ansteigender isothermer Haltezeit bewirkt einen Abfall der statischen sowie zyklischen Streckgrenze und des Streckgrenzenverhältnisses und einen Anstieg der statischen Dehnungswerte sowie der zyklischen Verfestigungswerte
- Der Abfall der zyklischen Streckgrenze fällt geringer aus als der Abfall der statischen Streckgrenze bei ansteigender isothermer Haltezeit.
- Die Kohlenstoffanreicherung der M/A-Strukturen bei verlängerten isothermen Haltezeiten bewirkt einen Abfall der Kerbschlagarbeit aufgrund von begünstigter Rissbildung und -ausbreitung.
- Die Anlasstemperatur sollte nicht höher als 350 °C sowie die Anlasszeit nicht länger als eine Stunde gewählt werden, damit eine massive Gefügevergrößerung sowie Karbidausscheidung vermieden werden kann.
- Ein Siliziumgehalt von ca. 1 Gew.% unterdrückt die Karbidausscheidung bei einer isothermen Umwandlung, jedoch nicht mehr bei einer nachgeschalteten Anlassbehandlung mit hohen Anlasstemperaturen (520 °C) und langen Anlasszeiten (2400 Minuten).
- Mittels einer Anlassbehandlung bei 350 °C für eine Stunde können vor allem Streckgrenze und Kerbschlagarbeit deutlich angehoben werden.
- Das zyklische Werkstoffverhalten ändert sich von einer zyklischen Verfestigung in eine zyklische Entfestigung bei Steigerung der Anlasstemperatur bis auf 350°C.
- Beim neu entwickelten TRIP-Schmiedestahl tritt unter zyklischer Belastung mit konstanten sowie variablen Amplituden der TRIP-Effekt auf.
- Die im Zug- und Kerbschlagbiegeversuch ermittelten Eigenschaften der TRIP-Werkstoffe sind nach einer isothermen Umwandlung und einer nachgeschalteten Anlassbehandlung vergleichbar oder besser als bei konventionellen Schmiedestählen. Hierbei muss auf die Prozessparameter beim isothermen Halten sowie beim Anlassen geachtet werden.
- Mit Hilfe der isothermen Umwandlung als Abkühlprozess aus der Schmiedehitze können zusätzliche Wärmebehandlungsschritte oder eine vollständige Vergütungsbehandlung eingespart werden.

- Im Gegensatz zu konventionellen Vergütungsstählen verfestigt der neue TRIP-Stahl unter zyklischer Beanspruchung aufgrund des TRIP-Effektes. Bei gleicher statischer Festigkeit führt dies zu einer höheren Schwingfestigkeit.
- Eine karbidfreie bainitische Mikrostruktur zeigt sich besonders unter zyklischer Belastung mit variablen Amplituden als vorteilhaft und weist so ein hohes Leichtbaupotential auf.

Die aus dieser Arbeit gewonnenen Schlussfolgerungen bewirken weitere Fragestellungen, die in zukünftigen Untersuchungen zu klären sind. Das genaue Ausscheidungsverhalten bei Anlassversuchen sollte mittels hochauflösender Untersuchungsmethoden wie Transmissionselektronenmikroskopie oder Atomsonden näher betrachtet werden. Hierdurch können Rückschlüsse auf den Einfluss der gegebenenfalls auftretenden Ausscheidung auf die mechanischen Eigenschaften gezogen werden. Ebenfalls sollten Wöhler- und Gaßnersversuche mit angelassenen Zuständen des TRIP-Stahls durchgeführt werden, um den Einfluss einer Anlassbehandlung direkt auf die Lebensdauern beurteilen zu können. Hierbei kann auch die genaue Auswirkung einer zyklischen Entfestigung, wie sie in dieser Arbeit bei einer Anlassbehandlung bei 350°C für eine Stunde aufgetreten ist, auf die Kennwerte der Schwingfestigkeit sowie der Betriebsfestigkeit analysiert werden. Des Weiteren ist zu klären, ob ein martensitischer Schmiedestahl, der im „Quench and Partitioning“ Prozess (Q + P Prozess) eingestellt und aus einer martensitischen Matrix mit zusätzlichen TRIP-fähigen Restaustenit besteht, ebenfalls im Vergleich zu den herkömmlichen Vergütungsstählen Vorteile bezüglich der zyklischen Eigenschaften hervorbringt. Hierbei könnte auch geklärt werden, ob beim TRIP-Stahl vor allem die Umwandlung des Restausteinitis zur signifikante Steigerung der zyklischen Eigenschaften geführt hat oder ob der bainitische Ferrit als Primärphase einen größeren Einfluss auf die Lebensdauer hat. Die industrielle Umsetzung der isothermen Umwandlung bei den TRIP-Stählen sollte optimiert werden, um das volle Festigkeitspotential dieser neu entwickelten Stahlgüte ausnutzen zu können. Hierbei wären die Auswirkungen auf die statischen und zyklischen Eigenschaften aufgrund von veränderten Abkühlbedingungen in den Schmieden, z.B. Luftzug durch eine offene Hallentür, von Interesse. Durch diese Fragestellung soll die Prozesssicherheit dieses Werkstoffes näher analysiert werden. So könnten den Schmiedebetrieben Informationen zur Minimierung von Ausschuss bereitgestellt werden. Ein möglicher Einfluss der industriellen Schmelzenherstellung im Vergleich zur Schmelzenherstellung im Labor sollte ebenfalls in zukünftigen Arbeiten eingehender beleuchtet werden.

9 Literaturverzeichnis

- [Aar90] Aaronson, H.I.; Jr., W.T. Reynolds; Shiflet, G.J.; Spanos, G.: Bainite Viewed Three Different Ways. In: Metallurgical Transaction A, Jg. 21A (1990), S. 1343–1380.
- [Alb37] Albert, W.A.J.: Über Treibseile am Harz. In: Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde, Jg. 10 (1837), S. 215–234.
- [And56] Andrew, K.W.: The calculation of Transformation Temperatures and Austenite-Ferrite Equilibria in Steels. In: Journal of Iron and Steel Institute, Jg. 184 (1956), S. 414–427.
- [Arn05] Arndt, J.; Roller, M.; Witt, M.: Einsatz von neuen hochfesten AFP-Stählen für massivumgeformte Pkw-Fahrwerkskomponenten. In: Schmiede-Journal (Sep. 2005), S. 20–21.
- [Avi13] Avishan, B.; Garcia-Mateo, C.; Yazdani, S.; F.G.Caballero: Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel. In: Materials Characterization, Jg. 81 (2013), S. 105–110.
- [Bac10] Back, A.; Urban, M.; Keul, C.; Bleck, W.; Hirt, G.: Numerical prediction of microstructure in high-strength ductile forging parts. In: Computer Methods in Materials Science Nr. 4, Jg. 10 (2010), S. 271–278.
- [Bas10] Basquin, O.H.: *The exponential law of endurance tests*. In: *American Society Test, Materials Proceedings*. 10. 1910, S. 625–630.
- [Ber13] Bergmann, J.W.; Thumser, R.: *Synthetische Wöhlerlinien für Eisenwerkstoffe*. F45/044/99. Weimar: Materialsforschungs- und -prüfanstalt an der Bauhaus Universität Weimar, 2013.
- [Bha01] Bhadeshia, H.K.D.H.: *Bainite in steels - Transformations, microstructure and properties*. 2. Aufl. London, UK: Institute of Materials, 2001.
- [Bha79] Bhadeshia, H.K.D.H.; Edmonds, D.V.: The Bainite Transformation in a Silicon Steel. In: Metallurgical Transactions A, Jg. 10a (1979), S. 895–907.
- [Bha81] Bhadeshia, H.K.D.H.: Diffusion of carbon in austenite. In: Metallurgical Science, Jg. 15 (1981), S. 477–479.
- [Bha98] Bhadeshia, H.K.D.H.; Singh, S.B.: Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. In: Materials Science and Engineering A, Jg. 245 (1998), S. 72–79.
- [Bha99] Bhadeshia, H.K.D.H.: The bainite transformation - unresolved issues. In: Materials Science and Engineering A, Jg. 273-275 (1999), S. 58–66.
- [Bla41] Blanchard, J.R.; Parke, M.; Herzig, A.J. In: Transaction of American Society for Metals, Jg. 31 (1941), S. 849–876.
- [Ble04] Bleck, W.: *Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis*. Aachen: Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag, 2004.

- [Ble10] Bleck, W.; Keul, C.; Zeislmaier, B.: Entwicklung eines höherfesten mikrolegierten ausscheidungshärtenden ferritisch/perlitischen Schmiedestahls AFP-M. In: Schmiede-Journal (März 2010), S. 42–44.
- [Bor03] Borton, T.: *Forging industry technology roadmap update - Handbook of Forging Industry Association*. Cleveland: Thomas Borton Associates, Inc. und National Center for Manufacturing Sciences, 2003.
- [Bra13] Brauser, S.: *Phasenumwandlung und lokale mechanische Eigenschaften von TRIP Stahl beim simulierten und realen Widerstandspunktschweißprozess*. BAM-Dissertationsreihe, Band 100. Dissertation. Berlin: BAM, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, 2013.
- [Bra81] Bradley, J.R.; Aaronson, H.I.: Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite allotriomorphs in Fe-C-X Alloys. In: Metallurgical Transactions A, Jg. 12A (1981), S. 1729–1741.
- [Bra90] Bramfitt, B.I.; Speer, J.G.: A perspective on the morphology of bainite. In: Metallurgical Transactions A, Jg. 21a (1990), S. 817–829.
- [Bux92] Buxbaum, O.: *Betriebsfestigkeit - Sichere und wirtschaftliche Bemessung schwingbruchgefährdeter Bauteile*. 2. Aufl. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1992.
- [Cab03] Caballero, F.G.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Design of Novel High-Strength Bainitic Steels. In: Materials Science Forum, Jg. 426-432 (2003), S. 1337–1342.
- [Cab09a] Caballero, F.G.; Chao, J.; Cornide, J.; Garcia-Mateo, C.; Santofimia, M.J.; Capdevila, C.: Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. In: Materials Science and Engineering A, Jg. 525 (2009), S. 87–95.
- [Cab09b] Caballero, F.G.; Garcia-Mateo, C.; Santofimia, M.J.; Miller, M.K.; André, C. Garcia de: New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel. In: Acta Materialia, Jg. 57 (2009), S. 8–17.
- [Cab10] Caballero, F.G.; Chao, J.; Cornide, J.; Garcia-Mateo, C.; Santofimia, M.J.; Capdevila, C.: Toughness of advanced high strength bainitic steels. In: Materials Science Forum, Jg. 638-642 (2010), S. 118–123.
- [Cas95] Caspari, R.; Gulden, H.; Kontiokari, B.; Krieger, K.; Lübbers, A.; Rohloff, H.; Schüler, P.; Wieland, H.-J.: Berechnung der Härte aus der chemischen Zusammensetzung bei Einsatz- und Vergütungsstählen. In: Stahl und Eisen Nr. 9, Jg. 115 (1995), S. 101–108.
- [Che08] Cheng, X.; Petrov, R.; Zhao, L.; Janssen, M.: Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios. In: Engineering Fracture Mechanics, Jg. 75 (2008), S. 739–749.
- [Cho03] Chojung-Soo, Y.W.; Shim, B. In: *4th International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials*. Madrid, Spanien, Jan. 2003.

-
- [Cof54] Coffin, L.A.: A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. In: Trans. ASME Nr. 76 (1954), S. 931–950.
- [Cor11] Cornide, J.; Garcia-Mateo, C.; Capdevila, C.; Caballero, F.G.: An assessment of the contributing factors to the nanoscale structural refinement of advanced bainitic steels. In: Journal of Alloys and Compounds, Jg. 577 (2011). Supplement 1, S. 43–47.
- [Cot72] Cottrell, S.A.; Ko, T.: The Formation of Bainite. In: Journal of the Iron and Steel Institute, Jg. 172 (1972), S. 307–313.
- [Cru12] Cruz, J.A.Jr.; Rodrigues, T.F.M.; Viana, V.D.C.; Abreu, H.; Santos, D.B.: Influence of temperature and time of austempering treatment on mechanical properties of SAE 9254 commercial steel. In: Steel Research International Nr. 1, Jg. 83 (2012), S. 22–31.
- [Cru14] Cruz, J.A.; Vilela, J.J.; Gonzalez, B.M.; Santos, D.B.: Effect of retained austenite on impact toughness of the multi-phase bainitic-martensitic steel. In: Advanced Materials Research, Jg. 922 (2014), S. 298–303.
- [Dem06] Demirel, C.; Behr, T.; Weisskopf, K.L.; Bösch, R.; Gündisch, C.: Einsatz hochfester Gusseisenwerkstoffe (ADI-Austempered Ductile Iron) in Hochleistungs-Dieselmotoren. In: Giesserei Nr. 3, Jg. 93 (2006), S. 24–32.
- [Dia03] Diaz-Fuentes, M.; Gutierrez, I.: Analysis of different acicular ferrite microstructures generated in a medium-carbon molybdenum steel. In: Materials Science and Engineering A Nr. 1+2, Jg. 363 (2003), S. 316–324.
- [Dia98] Diani, J. M.; Parks, D. M.: Effects of strain state on the kinetics of strain-induced martensite in steels. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Jg. 46 (1998), S. 1613–1635.
- [DIN09a] *DIN EN ISO 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben (ISO 50125:2009)*. ICS 77.040.10, Beuth Verlag. Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e.V. Juli 2009.
- [DIN09b] *DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009)*. ICS 77.040.20, Beuth Verlag. Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e.V. Dez. 2009.
- [DIN11] *DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy- Teil1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2011)*. ICS 77.040.10, Beuth Verlag. Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e.V. Jan.2011.
- [DIN15] *DIN 50100 Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*. Entwurf. 2015.

- [Dix48] Dixon, W.J.; Mood, A.M.: A Method for obtaining and analyzing sensitivity data. In: *Journal of the American Statistical Association* Nr. 43 (1948), S. 109–126.
- [Edm10] Edmonds, D.V.: Advanced Bainitic and Martensitic Steels with Carbide-Free Microstructures Containing Retained Austenite. In: *Material Science Forum*, Jg. 638-642 (2010), S. 110–117.
- [Ele14] Elek, L.; Fischer, C.; Melz, T.; Wagener, R.; Wirths, V.; Bleck, W.: *New generation of forging steels for cyclic loaded safety components with improved fatigue properties*. In: *AM&M2014, International Conference on Automotive Materials and Manufacturing*. Pune, Indien, Apr. 2014.
- [Eri08] Erisir, E.; Zeislmair, B.; Keul, C.; Gerdemann, F.; Beck, W.: *New Developments for Microalloyed High Strength Forging Steels*. In: *19th IFC, International Forging Congress*. Chicago, USA, Sep. 2008, S. 177–188.
- [FKM01] *FKM-Richtlinie - Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*. 1. Ausgabe. Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM). 2001.
- [Gal02] Gallagher, M.F.; Speer, J.G.; Matlock, D.K.; Fonstein, N.M.: *Microstructure development in TRIP-sheet steels containing Si, Al, and P*. In: *Proceedings of the 44th Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Warrendale, PA: Iron und Steel Society, 2002, S. 153–172.
- [Gar05a] Garcia-Mateo, C.; Caballero, F.G.: Role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures. In: *Materials Transactions* Nr. 8, Jg. 46 (2005), S. 1839–1846.
- [Gar05b] Garcia-Mateo, C.; Caballero, F.G.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Mechanical Properties of Low-Temperature Bainite. In: *Materials Science Forum*, Jg. 500-501 (2005), S. 495–502.
- [Gaß39] Gaßner, E.: Festigkeitsversuche mit wiederholter Beanspruchung im Flugzeugbau. In: *Luftwissen* Nr. 2, Jg. 6 (1939), S. 61–64.
- [Ger08] Gerdemann, F.; Fischer, M.; Bleck, W.; Speer, J.G.: *Metallographic Characterization of Bainitic Microstructures*. In: *International Conference on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels*. Orlando, USA, Juni 2008, S. 93–103.
- [Ger10] Gerdemann, F.L.H.: *Bainite in medium carbon steel*. Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde Band 3. Dissertation. RWTH Aachen: IEHK, Institut für Eisenhüttenkunde, 2010.
- [GL10] *Richtlinie für die Zertifizierung von Windenergieanlagen*. Germanischer Lloyd Industrial Services GmbH. Juni 2010.
- [Goo01] Goodhew, P.J.; Humphreys, J.; Beanland, R.: *Electronmicroscopy and Analysis*. 3. Aufl. London, UK: Taylor und Francis, 2001.

- [Gos86] Gosh, G.; Raghavan, V.: The dimensions of isothermally formed martensitic plates in an Fe-Ni-Mn alloy. In: *Materials Science and Engineering* Nr. 2, Jg. 79 (1986), S. 223–231.
- [Gud9901] Gudehus, H.; Zenner, H.: *Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsberechnung - Empfehlungen zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen*. 4. Aufl. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1999.
- [Hai02] Haibach, E.: *Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2002.
- [Hai06] Haibach, E.: *Betriebsfestigkeit, Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 3. Aufl. Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2006.
- [Hai95] Haidemenopoulos, G.N.; Papadimitriou, K.: Retained austenite and mechanical properties in bainite transformed low alloy steels. In: *Steel Research* Nr. 10, Jg. 66 (1995), S. 433–438.
- [Han95] Hanzaki, A.Z.; Hodgson, P.D.; Yue, S.: The influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. In: *ISIJ International* Nr. 1, Jg. 35 (1995), S. 79–85.
- [Has14] Hasan, H.S.; Peet, M.J.; Avettand-Fenoel, M.N.; H.K.D.H.Bhadeshia: Effect of tempering upon the tensile properties of a nanostructured bainitic steel. In: *Materials Science and Engineering A*, Jg. 615 (2014), S. 340–347.
- [Haw72] Hawkins, M.J.; Barford, J.: Experimental kinetics of bainite formation. In: *Journal of Iron and Steel Institute* Nr. 2, Jg. 210 (1972), S. 97–105.
- [Heh72] Hehemann, R.F.; Kinsmann, K.R.; Aaronson, H.I.: A Debate on the Bainite Reaction. In: *Metallurgical Transactions*, Jg. 3 (1972), S. 1072–1094.
- [Hil02] Hillert, M.: Paradigm shift for bainite. In: *Scripta Materialia*, Jg. 47 (2002), S. 175–180.
- [Hil09] Hilditch, B.T.; Timokhina, I.B.; Robertson, L.T.; Pereloma, E.V.; Hodgson, P.D.: Cyclic Deformation of Advanced High-Strength Steels: Mechanical Behavior and Microstructural Analysis. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 40A (2009), S. 342–353.
- [Hil10] Hillert, M.; Borgenstam, A.; Agren, J.: Do bainitic and Widmanstätten ferrite grow with different mechanisms? In: *Scripta Materialia*, Jg. 62 (2010), S. 75–77.
- [Hil84] Hillert, M.; Purdy, G.R.: Overview no. 38 - On the nature of the bainite transformation in steels. In: *Acta Metallurgica* Nr. 6, Jg. 32 (1984), S. 823–828.
- [Hil94] Hillert, M.: Diffusion in Growth of Bainite. In: *Metallurgical and Materials Transactions*, Jg. 25a (1994), S. 1957–1965.
- [Hil95] Hillert, M.: The Nature of Bainite. In: *ISIJ International* Nr. 9, Jg. 35 (1995), S. 1134–1140.

- [Hon95] Honeycombe, R.W.K.; Bhadeshia, H.K.D.H.: *Steels Microstructure and Properties*. 2. Aufl. London: Edward Arnold, 1995.
- [Hul47] Hultgren, A.: Isothermal transformation of austenite. In: Transactions of the American Society for Metals, Jg. 39 (1947), S. 915–1005.
- [Hu14] Hu, F.; Wu, K.; Hou, T.; Shirzadi, A.A.: Effect of tempering temperature on the microstructure and hardness of a super-bainitic steel containing Co and Al. In: ISIJ International Nr. 4, Jg. 54 (2014), S. 926–931.
- [Hüc81] Hück, M.; Thrainer, L.; Schütz, W.: *Berechnung von Wöhlerlinien für Bauteile aus Stahl, Stahlguß und Grauguß - Synthetische Wöhlerlinien*. Bericht ABF 11. 2. überarbeitete Fassung. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1981.
- [Hüc83] Hück, M.: Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen. In: Zeitschrift für Werkstofftechnik Nr. 12, Jg. 14 (1983), S. 406–417.
- [IGF13] *Betriebssichere Auslegung von Fahrwerkssicherheitsbauteilen aus AFP-Stahl*. Abschlussbericht IGF 16 435 BG. Hagen: Aif-Forschungsvereinigung Forschungsgesellschaft Stahlverformung e.V. (FSV), Feb. 2013.
- [IGF14] *EcoForge - Energieeffiziente Produktion von Hochleistungsbauteilen TP1 - Tieftemperatur-Umwandlungsvorgänge in hochfesten Schmiedestählen*. Abschlussbericht IGF FV LN 8. Hagen: Aif-Forschungsvereinigung Forschungsgesellschaft Stahlverformung e.V. (FSV) Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e.V. (AWT) Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. (FOSTA), Juni 2014.
- [Irv57] Irvine, K.J.; Pickering, F.B.; Heselwood, W.C.: The physical metallurgy of low-carbon, low-alloy steels containing boron. In: Journal of the Iron and Steel Institute, Jg. 186 (1957), S. 54–67.
- [Irv58] Irvine, K.J.; Pickering, F.B.: The metallography of low-carbon bainitic steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, Jg. 188 (1958), S. 101–112.
- [Jac01a] Jacques, P.J.; Delannay, F.; Ladriere, J.: On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation induced plasticity multiphase steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A Nr. 11, Jg. 32 (2001), S. 2759–2768.
- [Jac01b] Jacques, P.J.; Furnémont, Q.; Pardoën, T.; Delannay, Q. F.: On the Role of Martensitic Transformation on Damage and Cracking Resistance in TRIP-Assisted Multiphase Steels. In: Acta Materialia, Jg. 49 (2001), S. 139–152.
- [Jac99] Jacques, P.J.; Girault, E.; Catlin, T.; Geerlofs, N.; Kop, T.; Zwaag, S. van der; Delannay, F.: Bainite transformation of low carbon Mn-Si TRIP-assisted multiphase steels: Influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention. In: Materials Science and Engineering A, Jg. 273-275 (1999), S. 475–479.
- [Jan10] Jang, J.H.; Kim, I.G.; Bhadeshia, H.K.D.H.: ε -Carbide in alloy steels: First-principles assessment. In: Scripta Materialia, Jg. 63 (2010), S. 121–123.

-
- [Joa91] Joarder, A.; Sarma, D.S.: Bainite structures in 0.2C-3.6Ni Steel. In: Materials Transactions, JIM Nr. 8, Jg. 32 (1991), S. 705–714.
- [Joa92] Joarder, A.; Sarma, D.S.: Bainite morphologies in a 0,2C-1.5Mn steel. In: Steel Research Nr. 1, Jg. 63 (1992), S. 33–38.
- [Joa93] Joarder, A.; Sarma, D.S.: Bainitic microstructures in a 0.2% C-1% Mo steel. In: Scripta Metallurgica et Materialia Nr. 4, Jg. 28 (1993), S. 517–522.
- [Joa94] Joarder, A.: On the Bainite Structure in Cr-Mo-V Rotor Steel. In: Steel research Nr. 8, Jg. 65 (1994), S. 345–349.
- [Kam09] Kammouni, A.; Saikalya, W.; Dumont, M.; Marteau, C.; Bano, X.; Charai, A.: Effect of the bainitic transformation temperature on retained austenite fraction and stability in Ti microalloyed TRIP steels. In: Materials Science and Engineering A Nr. 1+2, Jg. 518 (2009), S. 89–96.
- [Keh63] Keh, A.S.; Leslie, W.C.: Recent Observations on Quench-Aging and Strain Aging of Iron and Steel. In: Materials Science Research, Jg. 1 (1963). Plenum Press, S. 208–250.
- [Keu06] Keul, C.: *Applications and validation of model approaches on the bainitic phase transformation in medium carbon steels*. Diplomarbeit betreut durch Gerdemann F. und Bleck W. Diplomarbeit. RWTH Aachen: IEHK Institut für Eisenhüttenkunde, 2006.
- [Keu10a] Keul, C.; Seibel, T.; Weidt, M.; Bleck, W.: *Influence of Thermomechanical Treatment on the Bainitic Microstructure and Mechanical Properties in 0.22% C High Strength Steels with Different Cr Contents*. In: ICAS2010, Proceedings of International Conference on Advanced Steels. FR018.pdf. Guilin, China, Nov. 2010.
- [Keu10b] Keul, C.; Urban, M.; Back, A.; Hirt, G.; Bleck, W.: Entwicklung eines hochfesten duktilen bainitischen (HDB) Stahles für hochbeanspruchte Schmiedebauteile. In: Schmiede-Journal (Sep. 2010), S. 28–31.
- [Keu11a] Keul, C.; Bleck, W.: New Microalloyed Steels for Forgings. In: Journal of Iron and Steel Research International, Jg. 18 (2011). Supplement 1-1, S. 104–111.
- [Keu11b] Keul, C.; Zeislmaier, B.; Bleck, W.: *Gefügeeinstellung in AFP-M und HDB Stählen für massivumgeformte Bauteile*. In: Tagungsband zum 26. Aachener Stahlkolloquium Werkstofftechnik, SStahl Strukturen - Industrie-, Forschungs-, Mikro-, Bauteilstrukturen". Aachen, Mai 2011, S. 157–166
- [Keu12] Keul, C.: *Einstellung, Charakterisierung und Eigenschaften von bainitischen Mikrostrukturen in Schmiedestählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt*. Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde Band 3. Dissertation. RWTH Aachen: IEHK, Institut für Eisenhüttenkunde, 2012.
- [Köh12] Köhler, M.; Jenne, S.; Pötter, K.; Zenner, H.: *Zählverfahren und Lastannahme in der Betriebsfestigkeit*. Berlin: Springer Verlag, 2012.

- [Kri95] Krieger, K.; Caspari, R.; Jung, H.-P.; Kontiokari, B.; Rohloff, H.; Schmitz, F.; Wieland, H.-J.: *Neuere Ergebnisse der Ermittlung von Rechenformeln für die Berechnung der Härtebarkeit im Stirnabschreckversuch aus der chemischen Zusammensetzung von Stählen*. In: *Vortragsband zur Vortragsveranstaltung des UA Legierte Baustähle des VDEh*. Nov. 1995.
- [Kut02] Kutz, M.: *Handbook of Materials Selection*. 2. Aufl. New York: John Wiley und Sons, 2002.
- [Lan69] Landgraf, R.W.; Morrow, L.: Determination of the cyclic stress-strain curve. In: *Journal of Materials*, JMLSA Nr. 4 (1969), S. 176–188.
- [Law02a] Lawrynowicz, Z.: Carbon partitioning during bainite transformation in low alloy steels. In: *Materials Science and Technology* Nr. 11, Jg. 18 (2002), S. 1322–1324.
- [Law02b] Lawrynowicz, Z.; Barbacki, A.: Features of Bainite Transformation in Steels. In: *Advances in Materials Science* Nr. 1(2), Jg. 2 (2002), S. 5–32.
- [Lem06] Lemaitre, C.; Dierickx, P.: *Steels for high performance diesel engines*. In: *International Conference on New Development in Long and Forged Products*. Colorado, USA, 2006, S. 29–36.
- [Li13] Li, Z.; Fu, R.; Li, Q.: Effects of Retained Austenite Stability on Mechanical Properties of High Strength TRIP Steel. In: *Advanced Materials Research*, Jg. 602-604 (2013), S. 287–293.
- [Lin02] Lin, C.K.; Chang, C.W.: Influence of heat treatment on fatigue crack growth of austempered ductile iron (ADI). In: *Journal of Materials Science* Nr. 4, Jg. 37 (2002), S. 709–716.
- [Lin96] Lin, C.K.; Hung, T.P.: Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons – II. Low-cycle fatigue. In: *International Journal of Fatigue* Nr. 5, Jg. 18 (1996), S. 309–320.
- [Liu06] Liu, C.; Zhao, Z.; Bhole, S.D.: Lathlike upper Bainite in a silicon Steel. In: *Materials Science and Engineering A*, Jg. 434 (2006), S. 289–293.
- [Man65] Manson, S.S.: Fatigue: a complex subject - some simple approximations. In: *Experimental Mechanics* Nr. 7, Jg. 5 (1965), S. 45–87.
- [Mar95] Marketz, F.; Fischer, F.D.: A mesoscale study on the thermodynamic effect of stress on martensitic transformation. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 26a (1995), S. 267–278.
- [Mas15] Masendorf, R.; Müller, C.; Henkel, C.; Klingelhöffer, H.; Klubberg, F.; Scholz, A.; Wagner, R.: *DIN 50100 Schwingfestigkeitsversuch - Aktueller Stand der Überarbeitung*. In: *Tagungsband VDEh Werkstoffprüfung 2015 Bad Neuenahr, Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis*. Stahlinstitut VDEh, 2015, S. 67–72.

- [Mau99] Mauch, H.: *Statistische Methoden zur Beurteilung von Bauteillebensdauer und Zuverlässigkeit und ihre beispielhafte Anwendung auf Zahnräder - Lebensdauerstatistik*. Abschlussbericht Aif Nr. 11154/N. Clausthal: Institut für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit IMAB, 1999.
- [McC76] McCutcheon, D.B.; Trumper, T.W.; Embury, J.D. In: *Revue de Metallurgie*, Jg. 73 (1976), S. 143–174.
- [Meh38] Mehl, R. F.: *The Physics of Hardenability - the Mechanism and the Rate of the Decomposition of Austenite Hardenability of Alloy Steels*. In: *Symposium 20. Annual Convention of the American Society for Metals*. Detroit, USA, 1938.
- [Mor65] Morrow, J.D.: Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals, Internal Friction, Damping and cyclic Plasticity. In: *ASTM*, Jg. 46 (1965), S. 48–86.
- [Mud02] Muddle, B.C.; Nie, J.F.: Formation of bainite as a diffusional-displacive phase transformation. In: *Scripta Materials* Nr. 3, Jg. 47 (2002), S. 187–192.
- [Mül15] Müller, C.: *Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien*. Dissertation. TU Clausthal: Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau der Technischen Universität Clausthal, 2015.
- [Nie08] Nieslony, A.; Dsoki, C. el; Kaufmann, H.; Krug, P.: New method for evaluation of the Manson-Coffin-Basquin and Ramberg-Osgood equations with respect to compatibility. In: *International Journal of Fatigue* Nr. 30 (2008), S. 1967–1977.
- [Ohm71] Ohmori, Y.; Ohtani, H.; Kunitake, T.: The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels. In: *Transactions ISIJ*, Jg. 11 (1971), S. 250–259.
- [Ohm94] Ohmori, Y.; Ohtsubo, H.; Jung, Y.C.; Okaguchi, S.; Ohtani, H.: Morphology of bainite and Widmanstätten ferrite. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Nr. 9, Jg. 25A (1994), S. 1981–1989.
- [Oht90] Ohtani, H.; Okaguchi, S.; Fujishiro, Y.; Ohmori, Y.: Morphology and properties of low-carbon bainite. In: *Metallurgical Transactions A* Nr. 4, Jg. 21A (1990), S. 877–888.
- [Par02] Park, K.K.; Oh, S.T.; Baek, S.M.; Kim, D.I.; Han, J.H.; Han, H.N.; Park, S.H.; Lee, C.G.; Kim, S.J.; Oh, K.H.: In Situ Deformation Behaviour of Retained Austenite in TRIP Steel. In: *Materials Science Forum*, Jg. 408-412 (2002), S. 571–576.
- [Pic67] Pickering, F.B.: *Transformation and Hardenability in Steel*. In: Bd. 6. Ann Arbor, USA, 1967, S. 109–129.
- [Qui02] Quidort, D.; Brechet, Y.: The Role of Carbon on the Kinetics of Bainite Transformation in Steels. In: *Scripta Materialia* Nr. 3, Jg. 47 (2002), S. 151–156.
- [Rad06] Radaj, D.; Sonsino, C.M.; Fricke, W.: *Fatigue assesment of welded joints by local approaches*. 2. Aufl. Camebridge, UK: Woodhead Publishing, 2006.
- [Rae05] Raedt, H.W.: Schmiedebauteile bauen ihren Vorsprung aus. In: *Konstruktion* Nr. 4 (Apr. 2005).

- [Ram43] Ramberg, W.; Osgood, W.R.: *Description of stress-strain curves by three parameters*. Techn. Ber. 902. 1943.
- [Rec92] Rees, G.I.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite transformation kinetics part 1 modified model. In: *Materials Science and Technology*, Jg. 8 (1992), S. 985–993.
- [Rey90] Reynolds, W.T.Jr.; Shui, C.K.; Aaronson, H.I.: The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. In: *Metallurgical Transactions* Nr. 6, Jg. 21A (1990), S. 1433–1462.
- [Röh03] Röhrig, K.: 2. Europäische ADI-Entwicklungskonferenz – Eigenschaften, Bauteilentwicklung und Anwendungen. In: *Konstruieren + Giessen* Nr. 1, Jg. 28 (2003), S. 2–14.
- [Ryu10] Ryu, J.H.; Kim, D.; Kim, H.S.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Suh, D.W.: Strain partitioning and mechanical stability of retained austenite. In: *Scripta Materialia*, Jg. 63 (2010), S. 297–299.
- [Sam05] Samoilov, A.; Titovets, Y.; Zolotarevsky, N.; Hribering, G.; Pichler, A.: Cr Influence on Steel Microstructure and Kinetics of Austenite Decomposition at nearby Temperatures. In: *Materials Science Forum*, Jg. 500-501 (2005), S. 311–320.
- [See96] Seeger, T.: *Stahlbau Handbuch - Für Studium und Praxis*. Bd. 1. Köln: Stahlbau Verlagsgesellschaft, 1996.
- [SEP06] *Prüf- und Dokumentationsrichtlinien für die experimentelle Ermittlung mechanischer Kennwerte von Feinblechen aus Stahl für die CAE-Berechnung*. 1. Ausgabe Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1240. Stahlinstitut VDEh. 2006.
- [SEP90] *Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen*. 3. Ausgabe Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1680. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. 1990.
- [SEP98] *Richtlinien für Vorbereitung, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Umwandlungsuntersuchungen*. 2. Ausgabe Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1681. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. 1998.
- [Sha67] Shackleton, D.N.; Kelly, P.M.: Crystallography of cementite precipitation in the bainite transformation. In: *Acta Metallurgica* Nr. 6, Jg. 15 (1967), S. 979–992.
- [Shi02] Shiflet, G. J.; Hackenberg, R. E.: Partitioning and the Growth of Bainite. In: *Scripta Materialia*, Jg. 47 (2002), S. 163–167.
- [Som10] Sommer, P.: *Werkstoffdatenblatt 42CrMo4*. Dr. Sommer Werkstofftechnik - Anwendungsinstitut zur Einsatzoptimierung von Werkstoffen, Verfahren, Wärmebehandlung. 2010.
- [Son05a] Sonsino, C.M.: Dauerfestigkeit - eine Fiktion. In: *Konstruktion* Nr. 4, Jg. 57 (2005), S. 87–92.

- [Son05b] Sonsino, C.M.: Principles of Variable Amplitude Fatigue Design and Testing. Fatigue Testing and Analysis Under Variable Amplitude Loading Conditions. In: ASTM STP 1439, ASTM International (2005), S. 3–23.
- [Son08a] Sonsino, C.M.; Steicher, M.: *Betriebsfestigkeit - eine Einführung in die Begriffe und ausgewählte Bemessungsgrundlagen*. Bd. 50. Hanser Verlag, 2008, S. 77–90.
- [Son08b] Sonsino, C.M.; Streicher, M.; Bartels, C.: *Optimierung gegossener Panhardstäbe für Nutzfahrzeuge durch Werkstoffauswahl und Formgebung unter Berücksichtigung der Betriebslasten, Optimierungspotenziale in der Betriebsfestigkeit*. In: *35. Tagung des DVM-Arbeitskreis für Betriebsfestigkeit*. Sindelfingen, 2008, S. 251–265.
- [Son09] Sonsino, C.M.; Streicher, M.: Optimierung von Nutzfahrzeugsicherheitskomponenten aus Eisengraphitguss. In: MP Materials Testing Nr. 7-8, Jg. 51 (2009), S. 428–436.
- [Son10] Sonsino, C.M.: *Vorlesungs-Skript Betriebsfestigkeit - Bauteilauslegung unter Schwingbeanspruchung mit konstanten und variablen Amplitude*. Sommersemester. TU Darmstadt, 2010.
- [Son79] Sonsino, C.M.: *Bedeutung von Aufnahmeverfahren zur Ermittlung von zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven*. Sonderdruck. Berichtsband: Kurzzeit-Schwingfestigkeit und elasto-plastisches Werkstoffverhalten S. 221-229. Berlin: Deutscher Verband für Materialprüfung, 1979.
- [Son90] Sonsino, C.M.; Kaufmann, H.; Engels, A.: Schwingfestigkeit von festgewalzten, induktionsgeharteten sowie kombiniert behandelten Eisen-Graphit-Gusswerkstoffen unter konstanten und zufallsartigen Belastungen. In: Giessereiforschung Nr. 3, Jg. 42 (1990), S. 110–121.
- [Spa90] Spanos, G.; Fang, H.S.; Sarma, D.S.; Aaronson, H.I.: Influence of Carbon Concentration and Reaction Temperature upon Bainite Morphology in Fe-C-2 Pct Mn Alloys. In: Metallurgical Transactions A Nr. 4, Jg. 21A (1990), S. 1391–1411.
- [Spe68] Speich, G.R.: Growth Kinetics of Bainite in a three per cent Chromium Steel. In: Edgar C. Bain Laboratory for Fundamental Research (1968), S. 353–370.
- [Ste56] Steven, W.; Haynes, A.G.: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, Jg. 183 (1956), S. 349–359.
- [Str92] Stringfellow, R. G.; Parks, D. M.; Olson, G. B.: A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. In: Acta Metallurgica et Materialia Nr. 7, Jg. 40 (1992), S. 1703–1716.
- [Sug92] Sugimoto, K.; Usui, N.; Kobayashi, M.; Hashimoto, S.: Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dualphase steels. In: ISIJ International Nr. 12, Jg. 32 (1992), S. 1311–1318.

- [Sug93] Sugimoto, K.; Misu, M.; Kobayashi, M.; Shirasawa, H.: Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dualphase steel sheet. In: *ISIJ International* Nr. 7, Jg. 33 (1993), S. 775–782.
- [Suh10] Suh, D.; Park, S.; Lee, T.; Oh, C.; Kim, S.: Influence of Al on the Microstructural Evolution and Mechanical Behavior of Low-Carbon, Manganese Transformation-Induced-Plasticity Steel. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Nr. 2, Jg. 41A (2010), S. 397–408.
- [Tak90] Takahashi, M.; Bhadeshia, H.K.D.H.: A Model for the Transition from Upper to Lower Bainite. In: *Materials Science and Technology*, Jg. 6 (1990), S. 592–603.
- [Tak95] Takahashi, M.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Austenite Films in bainitic Microstructures. In: *Materials Science and Technology*, Jg. 11 (1995), S. 874–881.
- [Tim04] Timokhina, I.B.; Hodgson, P.D.; Pereloma, E.V.: Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity Steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 35A (2004), S. 2331–2341.
- [Tom01] Tomitaa, Y.; Iwamoto, T.: Computational prediction of deformation behavior of TRIP steels under cyclic loading. In: *International Journal of Mechanical Sciences*, Jg. 43 (2001), S. 2017–2034.
- [Tra02] Traint, S.; Pichler, A.; Heuzberger, K.; Stiazny, P.; Werner, E.: Influence of Silicon, Aluminum, Phosphorus and Copper on the Phase Transformations of low alloy TRIP-Steels. In: *Steel research* Nr. 6+7, Jg. 73 (2002), S. 259–266.
- [Tsu91] Tsukatani, I.; Hashimoto, S.; Inoue, T.: Effects of silicon and manganese addition on mechanical properties of high-strength hot-rolled sheet steel containing retained austenite. In: *ISIJ International*, Jg. 31 (1991), S. 992–1000.
- [Urb10] Urban, M.; Keul, C.; Bleck, W.; Hirt, G.: *Prediction of Microstructure in High-Strength Ductile Forging Parts*. In: *NUMIFORM2010, Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*. Pohang, Republic of Korea, Juni 2010, S. 1039–1046.
- [Wag07] Wagener, R.W.: *Zyklisches Werkstoffverhalten bei konstanter und variabler Beanspruchungsamplitude*. Dissertation. Clausthal-Zellerfeld: TU Claustahl, 2007.
- [Wan00] Wang, J.; Wolk, P.J. Van der; Zwaag, S. Van der: On the Influence of alloying Elements on the Bainite Reaction in low alloy Steels during continuous Cooling. In: *Journal of Materials Science*, Jg. 35 (2000), S. 4393–4404.
- [Wan01] Wang, J.; Zwaag, S. Van der: Stabilization Mechanisms of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Nr. 6, Jg. 32A (2001), S. 1527–1539.
- [Wer90] Werner, D.H.: *Bor- und borlegierte Stähle*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1990.

- [Wil05] Wilke, F.; Raedt, H.-W.: *Einsatz mikrolegierter Stähle für Teile hoher Beanspruchung in der Motorensteuerung*. Vortrag STAHL 2005. Nov. 2005.
- [Wir14a] Wirths, V.; Bleck, W.; Wagener, R.; Melz, T.: *Bainitic forging steels*. In: *Steel in Competition, Proceedings, ASK, 29th Aachener Stahlkolloquium, Materials Science*. Aachen, März 2014, S. 86–96.
- [Wir14b] Wirths, V.; Bleck, W.; Wagener, R.; Melz, T.: *Carbide free bainitic forging steels with improved fatigue properties*. In: *SCT, 4th International Conference on Steels in Cars and Trucks, Proceedings*. Braunschweig, Juni 2014, S. 350–357.
- [Wir14c] Wirths, V.; Bleck, W.; Wagener, R.; Melz, T.: *Forging steels with carbide free bainite for high service fatigue life properties*. In: *ESTAD2014, 1st ESTAD + 31th JSI Join New European Steel Industry Conference, Proceedings*. Paris, Frankreich, Apr. 2014, S. 286–287.
- [Wir14d] Wirths, V.; Wagener, R.; Bleck, W.; Melz, T.: *Bainitic Forging Steels for Cyclic Loading*. In: *Advanced Materials Research, Jg. 922 (2014)*. Thermec 2013 Supplement, S. 813–818.
- [Wir15] Wirths, V.; Elek, L.; Wagener, R.; Bleck, W.; Melz, T.: *Karbidfreie bainitische Schmiedestähle mit verbesserter Betriebsfestigkeit*. In: *Schmiede-Journal (März 2015)*, S. 28–32.
- [Wöh70] Wöhler, A.: *Über die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl*. In: *Zeitschrift für Bauwesen, Jg. 20 (1870)*, S. 73–106.
- [Wul02] Wu, C.Z.; Shih, T.S.: *Phase transformation and fatigue properties of alloyed and unalloyed austempered ductile irons*. In: *World Conference on ADI, Conference on Austempered Ductile Iron (ADI) for Casting Producers, Suppliers and Design Engineers*. Louisville, USA, Sep. 2002.
- [Xio13] Xiong, X.C.; Chen, B.; M.X. Huang, ; J.F. Wang; Wang, L.: *The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioning steel*. In: *Scripta Materialia, Jg. 68 (2013)*, S. 321–324.
- [Zaj05a] Zajac, S.; Komenda, J.; Morris, P.; Dierickx, P.; Matera, S.; Diaz, F.: *Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructure*. Techn. Ber. EUR 21245 EN. Luxembourg: Technical Steel Research, European Commission, 2005.
- [Zaj05b] Zajac, S.; Schwimm, V.; Tacke, K.H.: *Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels*. In: *Materials Science Forum, Jg. 500-501 (2005)*, S. 387–394.
- [Zen00] Zenner, H.; Esderts, A.; Pötter, K.; Hübner, K.; Traupe, M.: *Betriebsfestigkeit I - Skript zur Vorlesung*. TU Clausthal: Institut für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit, 2000.

- [Zha13] Zhang, S.; Findley, K.O.: Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. In: *Acta Materialia*, Jg. 61 (2013), S. 1895–1903.
- [Zha14] Zhang, X.; Xu, G.; Wang, X.; Embury, D.; Bouaziz, O.; Purdy, G. R.; Zurob, H.S.: Mechanical behavior of carbide-free medium carbon bainitic steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* Nr. 3, Jg. 45 (2014), S. 1352–1361.
- [Zhu11] Zhu, K.; Oberbillig, C.; Musik, C.; Loison, D.; Iung, T.: Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. In: *Materials Science and Engineering A* Nr. 12, Jg. 528 (2011), S. 4222–4231.