Optimierung der monotonen und zyklischen Eigenschaften von hoch manganhaltigen TWIP-Stählen – Einfluss von Temperatur und Vorverformung auf die Mikrostrukturentwicklung

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

genehmigte
DISSERTATION

von
M.Sc. Christian Johannes Rüsing
aus Paderborn

Tag des Kolloquiums: 24.11.2015
Erster Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper
Zweiter Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier

Kurzzusammenfassung / Symmary

Hoch manganhaltige TWIP-Stähle eignen sich durch ihre besonderen Eigenschaften für Leichtbaukonstruktionen und für optimierte Sicherheitskomponenten im Automobilbereich. Eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität, sowie ein hohes Verfestigungsvermögen, bedingt durch die Bildung von verformungsinduzierten Zwillingen, zeichnet diese Werkstoffe bei einer Verformung bei Raumtemperatur aus. Zur Untersuchung des Optimierungspotentials der TWIP-Stähle X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2, wurden diese verschiedenen Vorbehandlungen unterzogen. Bei diesen Untersuchungen standen die Höhe der Vorverformung sowie die Temperatur während einer Verformung der Werkstoffe im Vordergrund. Eine Analyse der Mikrostruktur nach der Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen sowie nach deren Ermüdungsbeanspruchung zeigte die jeweiligen aktiven mikrostrukturellen Mechanismen auf. Beide Werkstoffe zeigten nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen hervorragende mechanische Eigenschaften. Abhängig von Temperatur- und Verformung wurde eine hohe Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit sowie eine hohe Duktilität erreicht. Diese Eigenschaften beruhten je nach Verformungstemperatur auf einer verformungsinduzierten Zwillingsbildung, Versetzungsgleiten oder martensitischer Phasenumwandlung. Zudem zeigte sich durch die Vorbehandlungen der Werkstoffe, und dadurch einer Stabilisierung der Mikrostruktur, eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften.

Due to the particular properties of high manganese TWIP-steels, these steels are suitable for lightweight constructions as well as optimized safety components in the automotive sector. The combination of high strength with simultaneous high ductility as well as the enormous hardening during deformation at room temperature are characteristics of these steels. These good mechanical properties at ambient temperatures are achieved due to the formation of deformation induced twins. The TWIP-steels X-IP™1000 and X40MnCrAl19-2 were pre-treated with different methods to investigate the possibility of optimization of their monotonic as well as fatigue properties. The investigations were focused on the influence of the height of the deformation and the temperature during the deformation. Microstructural analyses were done after deformation at different temperatures as well as after fatigue loading of the pre-treated samples so that the particular active microstructural mechanisms become visible. Both TWIP-steels showed excellent mechanical properties after pre-deformation at different temperatures. Depending on the temperature at deformation and the height of deformation, high yield strength or rather ultimate tensile strength in combination with a high ductility were achieved. These properties were reached due to deformation induced twinning, dislocation glide and martensitic transformation according to the temperature at deformation. Furthermore, it has been shown that a pre-treatment of the investigated TWIP-steels, and thereby the stabilization of the microstructure, can improve the fatigue performance.

Liste der Vorveröffentlichungen

C.J. Rüsing, T. Niendorf, J. Lackmann, A. Frehn, H.J. Maier: Microstructure – deformation relationships in fine grained high manganese TWIP steel – the role of local texture, International Journal of Materials Research 103 (1), pp. 12-16 (2012)

H.-G. Lambers, C.J. Rüsing, T. Niendorf, D. Geissler, J. Freudenberger, H.J. Maier: On the low-cycle fatigue response of pre-strained austenitic Fe61Mn24Ni6.5Cr8.5 alloy showing TWIP effect, International Journal of Fatigue 40, pp. 51-60 (2012)

T. Niendorf, C.J. Rüsing, A. Frehn, Y.I. Chumlyakov, H.J. Maier: Deformation mechanisms in high-manganese steels showing twinning-induced plasticity: Fine-grained material and single crystal at ambient and cryogenic temperatures, Scripta Materialia 67 (11), pp. 875-878 (2012)

T. Niendorf, C.J. Rüsing, A. Frehn, H.J. Maier: The Deformation Behavior of Functionally Graded TWIP Steel under Monotonic Loading at Ambient Temperature, Materials Research Letters, Vol. 1, No. 2, pp. 96-101 (2013)

C.J. Rüsing, T. Niendorf, A. Frehn, H.J. Maier: Low-cycle fatigue behavior of a TWIP steel: effect of mean stress and microstructure, Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue (LCF7), Aachen, pp. 333-338 (2013) (ISBN 978-3-9814516-2-7)

T. Niendorf, C.J. Rüsing, A. Frehn, H.J. Maier: Funktionally Graded High Manganese TWIP Steels Obtained by Local Heat Treatment, CHS² Lulea (2013)

C.J. Rüsing, T. Niendorf, A. Frehn, H. J. Maier: Low-cycle fatigue behavior of TWIP steel – Effect of grain size, Advanced Material Research Vols. 891-892 (2014) pp. 1603-1608

J. Lackmann, H.-G. Lambers, A. Frehn, T. Niendorf, C.J. Rüsing: Herstellung hochfester Strukturkomponenten durch Kryoformen hochmanganhaltiger TWIP / TRIP Stähle, Automobiltechnische Zeitschrift, Ausgabe 11/2014, (2014)

C.J. Rüsing, T. Niendorf, M. Nagel, H.-G. Lambers, J. Lackmann, H.J. Maier, M. Schaper: Tailoring the mechanical properties of high-manganese TWIP steel by pre-deformation at non-ambient temperatures, Steel Research International, Status: eingereicht, (2014)

C.J. Rüsing, T. Niendorf, H.-G. Lambers, J. Lackmann, A. Frehn, M. Nagel, M. Schaper, H.J. Maier: Property optimization for TWIP steels – Employing pre-deformation at non-ambient temperatures, Materials Today: Proceedings, Status: angenommen, (2014)

Inhaltsverzeichnis

Kurzzusammenfassung I
Liste der Veröffentlichungen III
1 Einleitung und Zielsetzung 1
2 Theoretische Grundlagen 4
2.1 Eigenschaften der TWIP-Stähle 4
2.2 Grundlegende Verformungsmechanismen in hoch manganhaltigen Stählen 8
2.2.1 Verformungsinduzierte Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) 14
2.2.2 Verformungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung 23
2.2.3 Verfestigung durch Versetzungsgleiten 24
2.3 Grundlagen der Werkstoffermüdung 26
3 Experimentelle Grundlagen 29
3.1 Charakterisierung der Werkstoffe 29
3.1.1 X-IP™1000 29
3.1.2 X40MnCrAl19-2 33
3.2 Versuchsdurchführung 39
3.3 Probengeometrien 45
3.4 Prüfsysteme und Mikroskopie 47
4 Ergebnisse 52
4.1 Charakterisierung der monotonen mechanischen Eigenschaften 52
4.1.1 Einfluss der Temperatur bei einer monotonen Verformung 52
4.1.2 Mechanische Eigenschaften nach der Vorbehandlung 60
4.1.3 Mikrostrukturelle Entwicklung nach der Vorbehandlung 62
4.2 Anlassbeständigkeit nach der Vorbehandlung 85
4.3 Charakterisierung der Ermüdungseigenschaften 89
4.3.1 Einfluss der Vorbehandlungen auf die Ermüdungseigenschaften 89
4.3.2 Entwicklung der Mikrostruktur nach einer zyklischen Beanspruchung 103
5 Diskussion der Ergebnisse 119
5.1 Monotone mechanische Eigenschaften 119
5.2 Ermüdungseigenschaften 131
6 Zusammenfassung 144
7 Literatur 147
Lebenslauf 159

1 Einleitung und Zielsetzung

Die Entwicklung von Werkstoffen oder Werkstoffkombinationen ist in den Bereichen Wissenschaft und Technik ein zentrischer Aspekt. Dieses zeigt sich besonders in der Automobilindustrie, da in diesem Bereich nicht nur das Design eines Fahrzeuges entscheidend ist, sondern auch eine Kombination aus Leichtbau bei gleichzeitiger Sicherheit der Insassen gegeben sein muss. Dabei werden Konzepte verfolgt, die den Einsatz von Gitter-, Sandwich-Strukturen, Faserverbundwerkstoffen, hochfesten Stählen oder Leichtmetallen wie Magnesium und Aluminium für bestimmte Komponenten im Automobil verfolgen [1]. Jedoch sind nicht alle Materialien für Bauteile verwendbar, die komplexe Geometrien bei einer hohen Anforderung an Festigkeit und gleichzeitiger Duktilität fordern. Ein hohes Potential bieten die hochfesten TWIP-Stähle (TWinning Induced Plasticity). Durch die Optimierung und Verwendung dieser Stähle können zum Beispiel neue Konstruktionsmöglichkeiten geschaffen werden, welche einen neuen Weg für die Fertigung von Strukturbauteilen einleiten. Besondere Anforderungen liegen bei immer knapper werdenden Ressourcen bei der Entwicklung von neuen Werkstoffen für Leichtbaukonstruktionen. Diese Werkstoffe sollten eine hohe Steifigkeit vorweisen, so dass das Fahrzeug sich unter bestimmten Belastungen in geringem Maß definiert verformt und damit auch im Crashfall ausgezeichnete Eigenschaften zeigt [2, 3]. Zudem müssen diese Werkstoffe gute Eigenschaften bei einer zyklischen Beanspruchung vorweisen. Anwendungsmöglichkeiten von TWIP-Stählen im Automobil können zum Beispiel im Bereich des Seitenaufprallschutzes der Türschweller oder der B-Säule liegen oder im vorderen Bereich des Fahrzeuges als Stoßstangenträger sein. Fiat ist derzeit der erste Automobilhersteller, der einen TWIP-Stahl für einen einteiligen Stoßstangenträger einsetzt [4, 5]. Diese sicherheitsrelevanten Bauteile erfahren hauptsächlich eine statische Belastung. Denkbar ist der Einsatz von TWIP-Stahl auch bei Chassis-Teilen wie z.B. einen Querlenker. Bei dieser Anwendung sind zusätzlich zu den statischen Eigenschaften die Ermüdungseigenschaften von großer Bedeutung.

Zu den hochfesten Stählen zählen die hoch manganhaltigen TWIP-Stähle, die durch ihren besonderen, den Namen prägenden, Verfestigungsmechanismus, hervorragende mechanische Eigenschaften bei einer plastischen Verformung vorweisen. Des Weiteren ermöglicht der Einsatz von TWIP-Stählen durch Zugabe von Legierungselementen wie Aluminium eine Verringerung der Fahrzeuggesamtmasse durch die im Vergleich zu konventionellen Stählen, die im Automobilbereich eingesetzt werden, geringere Dichte von ca. 7,3 g/cm³ [6].

Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften von TWIP-Stählen basierend auf verschiedenen Legierungskonzepten wurde schon vereinzelt in den 90er Jahren begonnen und nimmt bis heute progressiv zu. Dieses verdeutlicht die hohe Zunahme an Veröffentlichungen zu dem Thema TWIP-Stahl in den letzten Jahren, welches in Abbildung 1 dargestellt ist. In diesen zahlreichen Veröffentlichungen wurden nicht nur die mechanischen Eigenschaften dieser Stähle betrachtet, sondern auch verschiedene physikalische Modelle zur Beschreibung des TWIP-Effektes aufgestellt sowie eine Betrachtung der Korrosionseigenschaften und H_2-Phänomene durchgeführt.

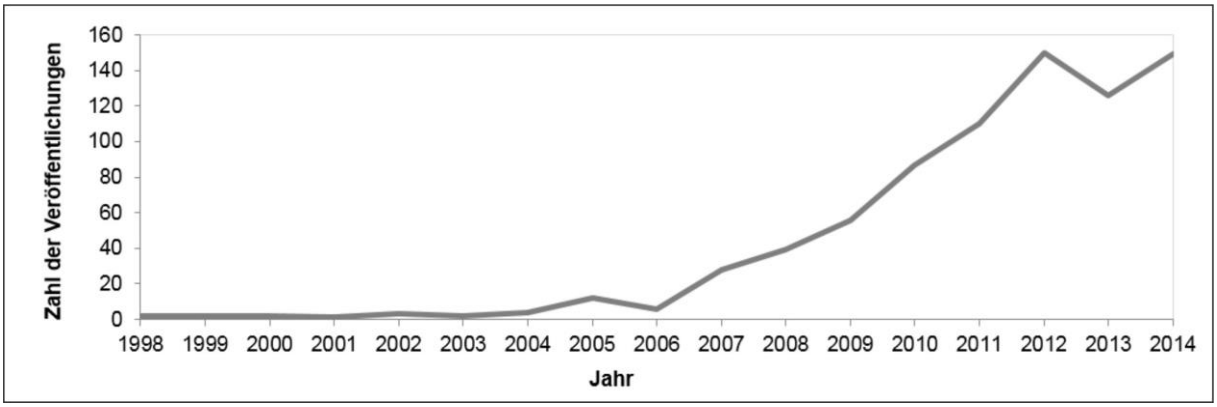


Abbildung 1: Zahl der Veröffentlichungen zum Thema TWIP von 1998 – 2014 nach [7]

Veröffentlichte Studien zeigen, dass je nach Legierungszusammensetzung der TWIP-Stähle, sowohl durch eine Wärmebehandlung des Stahls bei verschiedenen Temperaturen als auch durch eine gezielte Vorverformung mechanische Eigenschaften maßgeschneidert werden können [8-12]. Des Weiteren wurde gezeigt, dass eine Vorverformung der TWIP-Stähle zu einer Verbesserung der Ermüdungseigenschaften führen kann [12, 13]. Diese Untersuchungen zeigen exemplarisch ein großes Spektrum an Vorbehandlungsmethoden für TWIP-Stähle auf. Jedoch besteht ein großer Bedarf an weiterer Forschung um diese Vielfalt an möglicher Eigenschaftsveränderungen voll ausschöpfen zu können. Der Einfluss einer Vorbehandlung auf das makroskopische Verhalten insbesondere bei einer Ermüdungsbeanspruchung unter dem Aspekt der Verformungstemperatur sowie der Höhe der Verformung und somit eine resultierend starke Beeinflussung der Mikrostruktur, ist bisher nicht hinreichend untersucht worden.

Aus diesem Grund wurden folgende Untersuchungen an zwei verschiedenen TWIP-Stählen im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt:

- Einfluss der Temperatur auf das Verformungsverhalten bei einer monotonen Beanspruchung im Bereich von -196 °C bis 400 °C.

- Charakterisierung der Verfestigungsmechanismen nach einer Verformung bei verschiedenen Temperaturen mittels transmissionselektronenmikroskopischer Untersuchung.

- Bestimmung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur nach verschieden hohen Verformungen, die bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt wurden.

- Einfluss verschiedener Vorbehandlungen auf das Wechselverformungsverhalten bei Dehnungsamplituden von $\Delta\varepsilon/2$ = 0,23 % bis 0,6 %.

- Charakterisierung der Mikrostruktur nach einer Ermüdungsbeanspruchung der vorbehandelten TWIP-Stähle.

Durch eine ausführliche Betrachtung der zuvor aufgezählten Untersuchungen und deren Korrelation miteinander, ist es möglich, Prozesse auszulegen, die eine Herstellung von kaltgeformten hochintegrierten Bauteilen ermöglichen, die zudem durch die Umformung ermüdungs- und festigkeitsoptimiert sind.

2 Theoretische Grundlagen

In diesem Kapitel sollen die für diese Arbeit relevanten theoretischen Grundlagen erläutert werden. Zunächst wird ein Überblick über die mechanischen Eigenschaften von TWIP-Stählen im Allgemeinen gegeben und, um das Verständnis der besonderen mechanischen Eigenschaften von TWIP-Stählen zu erleichtern, werden die bei diesen Stählen relevanten Verformungs-/ Verfestigungsmechanismen im Detail erläutert. Besonders soll auf den TWIP-Effekt sowie der martensitischen Phasenumwandlung eingegangen werden. Des Weiteren wird der Einfluss der Stapelfehlerenergie (SFE) auf die mikrostrukturelle Entwicklung in TWIP-Stählen erläutert.

2.1 Eigenschaften der TWIP-Stähle

Die Anforderungen an metallische Werkstoffe besonders im Hinblick auf Leichtbauanwendungen sind im letzten Jahrzehnt stark gestiegen. Vor allem in der Automobilindustrie ist neben Aluminium und Magnesium das Interesse an neuen Leichtbauwerkstoffen, die zudem eine gute Umformbarkeit bei der Herstellung von Strukturbauteilen durch Tief- oder Streckziehen aufweisen, groß. Ein wichtiger Aspekt ist speziell bei crashrelevanten Strukturbauteilen, dass auch nach einer Umformung noch genügend Restformvermögen im Werkstoff vorhanden ist. Besonders von Interesse sind daher hochfeste Stähle, die aufgrund ihrer guten Verformbarkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit ein hohes Potential für Leichtbaustrukturen besitzen. Dieses Eigenschaftsprofil weisen in ausgeprägter Form die hoch manganhaltigen TWIP- und TRIP-(Transformation Induced Plasticity) Stähle auf. Der wesentliche Unterschied zwischen diesen beiden Stählen liegt in ihrer verformungsinduzierten mikrostrukturellen Ausbildung. TRIP-Stähle weisen vor allem eine verformungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung auf wohingegen TWIP-Stähle hauptsächlich durch eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung verfestigen.

Die herausragenden mechanischen Eigenschaften von hoch manganhaltigen TWIP-/TRIP-Stählen unter monotoner Belastung lassen sich in Abbildung 2 erkennen. In dieser Abbildung wird aufgrund der deutlichen Abgrenzung durch die hohe Bruchdehnung bei gleichzeitig hoher Zugfestigkeit das Potential von hoch manganhaltigen Werkstoffen im direkten Vergleich mit

hochfesten konventionellen- und austenitischen rostbeständigen Stählen sowie Al-Mg Knetlegierungen sichtbar. Besonders bei konventionellen hochfesten Stählen wird deutlich, dass eine hohe Zugfestigkeit nur zu Lasten der Bruchdehnung erreicht werden kann (oder umgekehrt). Als konventionelle hoch- und höchstfeste Stähle können im Wesentlichen Dualphasenstähle (DP) und Bake-Hardening-Stähle (BH) betrachtet werden. Von weiterer großer Bedeutung sind austenitische rostbeständige Stähle, wie CrNi-Stähle, welche bei Raumtemperatur ein austenitisches Gefüge aufweisen, das bei einer plastischen Verformung teilweise in Martensit umwandelt. Durch die damit verbundene Verfestigung werden höhere Bruchdehnungen sowie Zugfestigkeiten als bei konventionellen Stählen erreicht.

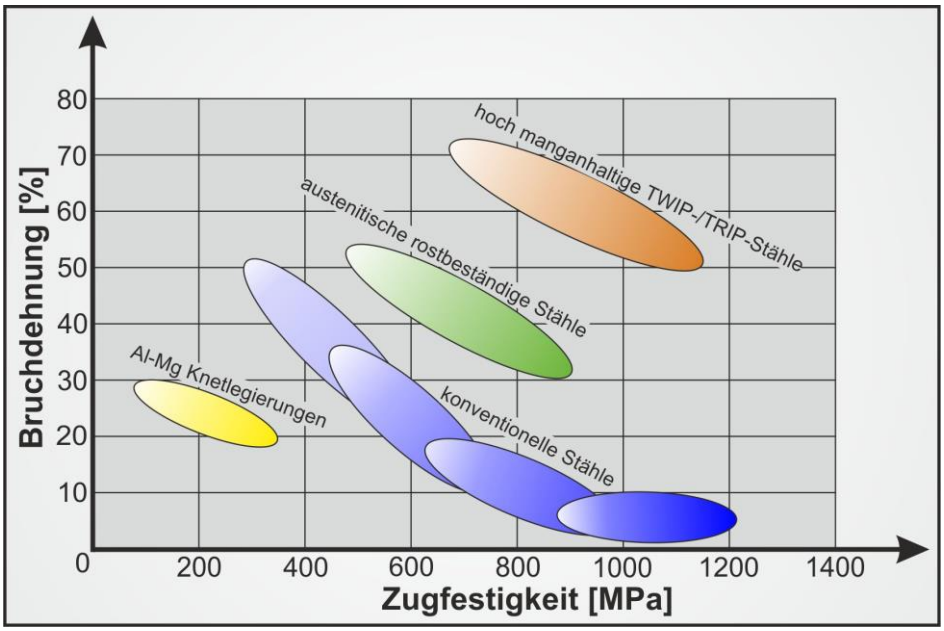


Abbildung 2: Vergleich von Bruchdehnung und Zugfestigkeit verschiedener Stahlgüten nach [14, 15, 16]

Die besonderen mechanischen Eigenschaften unter einer monotonen Belastung werden bei TWIP-Stählen durch eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) erreicht. Dieser Effekt wird in Kapitel 2.2.1 aufgegriffen und näher betrachtet. Eine Änderung der mechanischen Eigenschaften von TWIP-Stählen kann in einem weitem Bereich im Wesentlichen durch das Legierungskonzept und/oder einer thermo-mechanischen Behandlung erreicht werden. Dabei lassen sich Zugfestigkeiten in einem Bereich bis zu 1200 MPa und Bruchdehnungen bis nahezu 100 % erreichen [14].

Einen Überblick über die wesentlichen Vor- und Nachteile von hoch manganhaltigen TWIP-Stählen wird durch die Zusammenfassung in Tabelle 1 geschaffen. Da eine Optimierung

der monotonen und zyklischen Eigenschaften im Fokus dieser Arbeit stand, soll auf die weiteren aufgeführten Punkte nicht weiter eingegangen werden.

Tabelle 1: Zusammenfassung der Vor-und Nachteile von TWIP-Stählen nach [11,14,17-19]

+ hohe Festigkeit + hohe Duktilität + hohes Verfestigungspotential → hohes Energieabsorptionsvermögen + niedrigere Dichte → Leichtbau und damit Ressourcenschonung + tailored structures	- niedriger Elastizitätsmodul (≈190 GPa) - Neigung zu wasserstoffinduzierter Rissbildung nach dem Umformen - schlechte Schweißeignung - korrosionsanfällig - wenige Lieferanten - liquid zinc embrittlement

Mikrostrukturelle Eigenschaften der TWIP-Stähle

Hoch manganhaltige TWIP-Stähle weisen ein austenitisches Gefüge auf, welches bedingt durch seine Legierungselemente, auf die im Abschnitt: “Einfluss der Legierungselemente“ genauer eingegangen wird, bei Raumtemperatur stabil vorliegt und somit als dominanten Verfestigungsmechanismus den TWIP-Effekt im Wechselspiel mit Versetzungsgleiten vorweist.

Das austenitische Gefüge liegt in einer kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur (kfz) vor, diese besitzt jeweils ein Atom auf den Würfelecken und jeweils ein Atom auf den Würfelflächen (siehe Abbildung 3 a)). Durch diese Anordnung der Atome wird mit 74 % die dichteste kubische Kugelpackung im Raum erreicht [20].

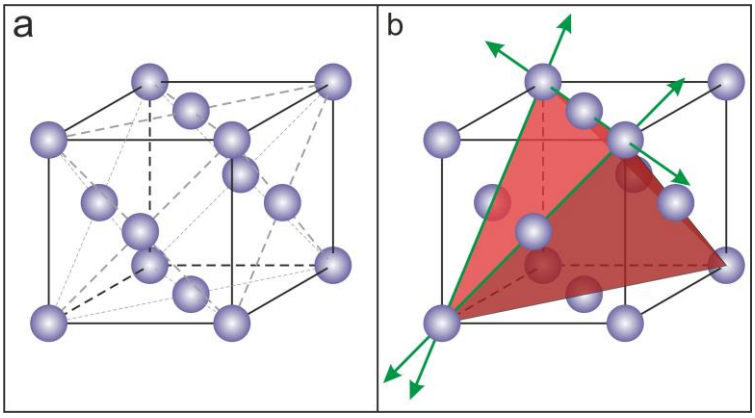


Abbildung 3: Kubisch flächenzentrierte Elementarzelle, a) Anordnung der Atome b) {111}<110>-Gleitsysteme einer kfz-Gitterstruktur

Die gute Verformbarkeit von Werkstoffen mit einer kfz-Gitteranordnung lässt sich anhand der möglichen Gleitsysteme erklären. Dabei bilden die vier dichtest gepackten {111}-Ebenen zusammen einen Tetraeder, welcher über die Flächendiagonalen begrenzt wird. Diese Flächendiagonalen der Ebenen stellen die sechs <110>-Gleitrichtungen dar. Die vier dichtest gepackten {111}-Ebenen bilden zusammen mit je drei <110>-Richtungen insgesamt 12 Gleitsysteme. Die {111}<110>-Gleitsysteme sind in Abbildung 3 b) dargestellt. Durch diese hohe Anzahl an Gleitsystemen ergibt sich eine hohe Verformbarkeit für kfz-Gitterstrukturen. In Abbildung 4 ist die Stapelfolge einer kfz-Gitteranordnung dargestellt. Die dichteste Kugelpackung bei einem kfz-Gitter liegt dabei in der {111}-Ebene mit einer Stapelfolge …ABCABC… vor. Diese Anordnung der Atome bestimmt nicht nur die Stapelfolge sondern auch die Verformbarkeit von Werkstoffe. Hieraus kann ein anisotropes Verhalten von Werkstoffen folgen.

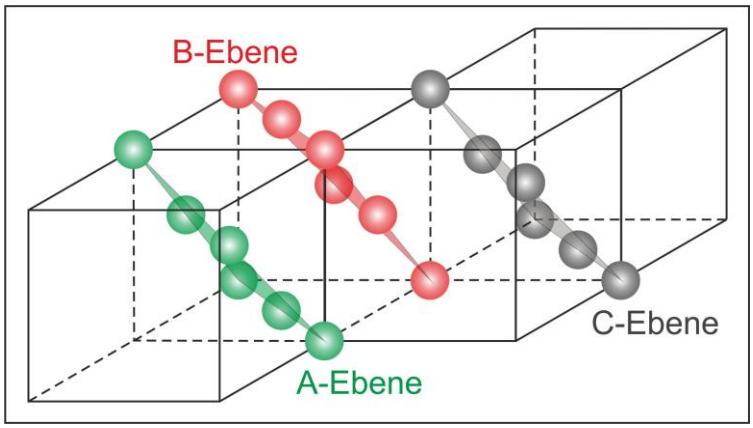


Abbildung 4. Stapelfolge ...ABCABC... in einer kfz-Gitteranordnung

2.2 Grundlegende Verformungsmechanismen in hoch manganhaltigen Stählen

Die Stapelfehlerenergie ist der entscheidende Indikator für die in hoch manganhaltigen Stählen vorliegenden aktiven Verformungs- und Verfestigungsmechanismen [11, 21]. Als Verformungs- und Verfestigungsmechanismus in hoch manganhaltigen Stählen können eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung, verformungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung sowie das Gleiten von Versetzungen auftreten. Auf diese Mechanismen wird in den folgenden Abschnitten näher eingegangen. Die Höhe der Stapelfehlerenergie selbst ist abhängig von mehreren Faktoren wie der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes und der Temperatur [11,21-25]. Im folgenden Abschnitt werden die Einflüsse verschiedener Legierungselemente in TWIP-Stählen kurz erläutert und die Abhängigkeit der SFE von der Temperatur aufgezeigt.

Stapelfehlerenergie

Im Allgemeinen ist ein Stapelfehler eine fehlerhafte Anordnung in der Stapelfolge der dichtest gepackten Gitterebenen eines Kristalls. Der Energiegehalt von vorliegenden Stapelfehlern wird als Stapelfehlerenergie bezeichnet und ist definiert in Energie pro Fläche [26]. Ein Stapelfehler kann auf verschiedene Arten entstehen, er kann durch die Ansammlung von Leerstellen in einer Gitterebene oder durch die Aufspaltung von Versetzungen in Partialversetzungen (Shockley-Partialversetzungen) resultieren.

Die Energie einer Versetzung steigt nach Gleichung 1 im Allgemeinen proportional zum Schubmodul G und quadratisch mit dem Burgersvektor b [20].

$$E = \frac{1}{2} G b^2 \tag{1}$$

Durch eine Aufspaltung der Versetzungen zu einem Teilversetzungspaar kann eine Versetzung ihre Energie verringern. Dieser Vorgang kann durch Gleichung 2 beschrieben werden. Es spaltet sich eine Versetzung mit der Energie E_1 in zwei Teilversetzungen mit der Energie E_2 und dem Burgers-Vektor b/2 auf [20].

$$E_2 = 2 \cdot \frac{1}{2} G \left(\frac{b}{2}\right)^2 = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{1}{2} G b^2\right) = \frac{1}{2} E_1 \tag{2}$$

D. h. nach der Aufspaltung würde die Energie des Versetzungspaares halb so groß sein wie die Energie der Einzelversetzung E_1. Jedoch setzt diese Betrachtung voraus, dass der Abstand zwischen den Teilversetzungen groß ist und Gleichung 1 Anwendung finden kann.

Weiterführend ist eine Zerlegung des Burgers-Vektors in kleine Vektoren, deren Flächenfehler mit geringer Energie verbunden ist, möglich. In einer kubisch flächenzentrierten Gitterstruktur

entstehen die sogenannten Shockleyschen Partialversetzungen, d. h. im kfz-Gitter kann eine Einzelversetzung mit dem Burgers Vektor $b_1 = a/2[1\bar{1}0]$ auf der Gleitebene (111) sich in zwei Shockley-Partialversetzungen gemäß Gleichung 3 aufteilen [20, 27]. Dabei führt die Bewegung der Teilversetzung $(a/6[2\bar{1}\bar{1}])$ zur Bildung eines Stapelfehlers. Die Gesamtenergie des Systems setzt sich dabei aus der Energie des Stapelfehlers und der Energie der Versetzungen zusammen.

$$\frac{a}{2}[1\bar{1}0] = \frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6}[1\bar{2}1] \quad (3)$$

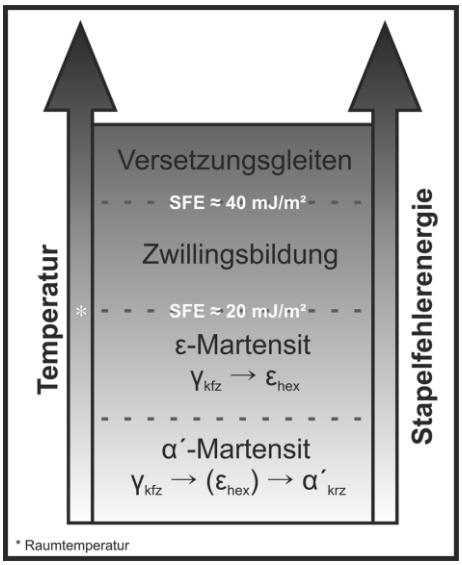


Abbildung 5: Abhängigkeit der Verformungsmechanismen von der Stapelfehlerenergie nach [11, 21, 25]

Die Stapelfehlerenergie selbst hat einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines metallischen Werkstoffes und bestimmt im Wesentlichen den im Werkstoff bei einer Belastung zugrunde liegenden Verformungsmechanismus. Die Abgrenzung der einzelnen Bereiche, in denen bestimmte Verformungsmechanismen aktiv sind, kann durch die Höhe der Stapelfehlerenergie beschrieben werden, jedoch streuen diese Angaben je nach Literatur stark. Allain et al. [21] bestimmte einen Bereich von 12 bis 35 mJ/m² in dem bevorzugt Zwillingsbildung stattfindet. Frommeyer et al. [28] berichten, dass bei Stapelfehlerenergien von einem Wert ≤ 16 mJ/m² als dominierender Verformungsmechanismus martensitische Phasenumwandlung vorliegt und bei höheren Werten ≈ 25 mJ/m² die Zwillingsbildung stattfindet. Curtze und Kuokkala [29] geben eine Höhe der Stapelfehlerenergie von 18 bis 45 mJ/m² für eine bevorzugte Zwillingsbildung an. Im Allgemeinen kann aus den Literaturangaben für eine mittlere Stapelfehlerenergie der Wert 20 mJ/m² abgeleitet werden und der Bereich in dem bevorzugt als Verformungsmechanismus Zwillingsbildung auftritt mit einer Höhe von ungefähr 20 bis 40 mJ/m² angegeben werden. Zusammenfassend stellt die schematische Darstellung in Abbildung 5 die

Verformungsmechanismen in Abhängigkeit von der Temperatur und Stapelfehlerenergie dar. Durch diese Auftragung wird deutlich, dass bei Werten oberhalb einer Stapelfehlerenergie von ungefähr 40 mJ/m² als hauptsächlicher Verformungsmechanismus Versetzungsgleiten vorliegt. Liegt die Stapelfehlerenergie unterhalb von 20 mJ/m² wir der TRIP-Effekt begünstigt. Dabei kann es zu einer direkten Umwandlung von Austenit zu ε-Martensit oder α´-Martensit kommen oder eine mehrfache verformungsinduzierte Phasenumwandlung von $\gamma_{kfz} \rightarrow \varepsilon_{hex} \rightarrow \alpha'_{krz}$ stattfinden. Dieses Verhalten ist abhängig von der thermodynamischen Stabilität der vorliegenden Phasen [11].

Einfluss der Legierungselemente

Der grundlegende Zusammenhang zwischen den Legierungselementen und dem Einfluss auf die SFE wurde durch Dumay et al. [25] an einem $Fe_{22}Mn_{0,6}C$ Stahl betrachtet und ist in Abbildung 6 dargestellt. Es wird deutlich, dass Aluminium und Kupfer mit steigender Konzentration eine Erhöhung der SFE bewirken. Dieser Effekt kann bei Zulegieren von Silizium nur als gering betrachtet werden, ab einer Konzentration von Si ≈ 3,5 Massen-% verringert sich die SFE wieder. Dieser komplexe Einfluss von Silizium wurde durch verschiedene Studien betrachtet und bestätigt [30, 31]. Eine starke Abnahme der SFE kann bei dem Element Chrom erkannt werden. Aufgrund dieser diversen Einflüsse der Legierungselemente werden verschiedene Legierungskonzepte wie FeMnC, FeMnCrC oder FeMnAlSiC für eine optimale Einstellung der Eigenschaften verfolgt.

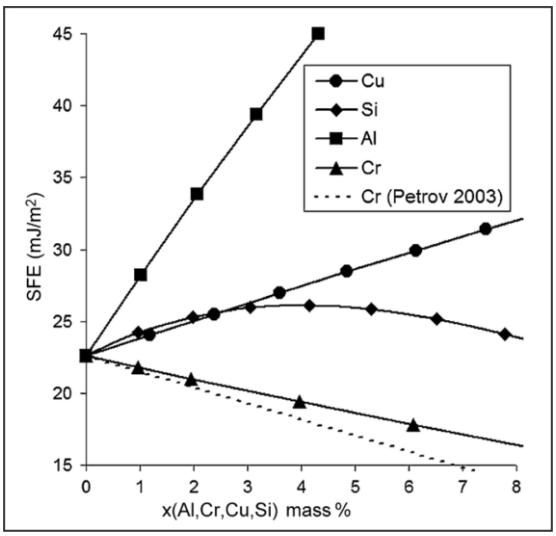


Abbildung 6: Einfluss der Legierungselemente auf die Stapelfehlerenergie in einer $Fe_{22}Mn_{0,6}C$ Legierung [25] (Petrov2003 [32])

Mangan

Das wichtigste Legierungselement in TWIP-Stählen ist das mit einem Anteil von ca. 15 bis 35 Ma.-% legierte Element Mangan. Mangan stabilisiert in einem großen Temperaturintervall um Raumtemperatur das austenitische Gefüge und hat dabei einen großen Einfluss auf die Stapelfehlerenergie. Diese Abhängigkeit wurde durch Schumann [33], Volosevich et al. [34] und Lee et al. [35] durch Berechnungen der SFE von Fe-Mn Legierungen beschrieben. Dabei wird deutlich, dass die Abhängigkeit der SFE von dem Legierungselement Mn nicht linear ist. Abbildung 7 zeigt deutlich, dass mit steigendem Mangangehalt ein Minimum der SFE auftritt und anschließend bei einem weiter steigenden Mangangehalt die SFE ebenfalls wieder steigt.

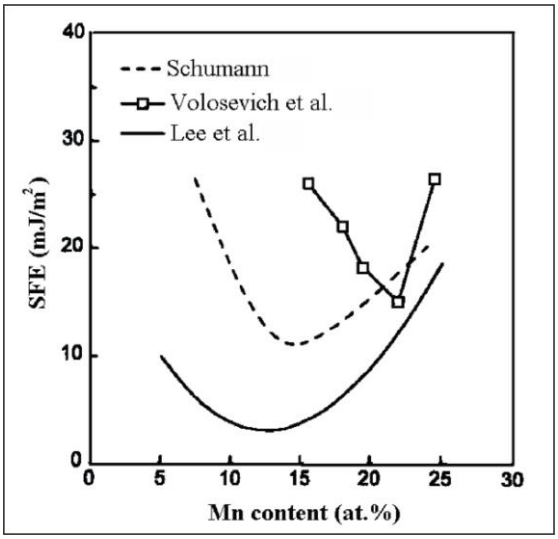


Abbildung 7: Variation der SFE in Abhängigkeit vom Mangangehalt in Fe-Mn Legierungen [33-36]

Aluminium

Durch das Zulegieren von Aluminium wird die martensitische Phasenumwandlung durch eine Erhöhung der SFE bei gleichzeitiger Stabilisierung des Austenits unterdrückt. Zum anderen wird durch das Zulegieren von Aluminium durch seine geringe Dichte (2,7 g/cm³) neben Mangan (7,43 g/cm³) eine geringere Dichte der Legierung erzielt [14]. Des Weiteren trägt Aluminium zu einer Verbesserung der Korrosionseigenschaften von TWIP-Stählen bei [36] und erhöht den Widerstand gegen eine wasserstoffinduzierten Rissbildung [37].

Chrom

Das Zulegieren von Chrom erzielt eine Verbesserung der Korrosionseigenschaften von Fe Legierungen in verschiedenen korrosiven Medien, jedoch wird gleichzeitig die SFE abgesenkt

[25] und eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften resultiert [38]. Des Weiteren stabilisiert Chrom die Ferritphase und trägt damit zur Bildung von Martensit bei [38, 39].

Kohlenstoff

Der Kohlenstoff wirkt wie das Element Mangan ebenfalls als effektiver Austenitstabilisator. Kohlenstoff hat eine hohe Löslichkeit im Austenit und somit wird durch eine Verzerrung der Matrix eine Mischkristallverfestigung begünstigt [38].

Silizium

Das Legierungselement Silizium wirkt neben Mangan und Aluminium aufgrund seiner hohen Sauerstoffaffinität als Desoxidationsmittel. Silizium kommt nur in Spurenanteile in Stählen vor, die als Mischkristall gelöst werden. Im Allgemeinen erhöht Silizium die Festigkeit des TWIP-Stahls, wohingegen die Duktilität sinkt. Durch die Zugabe von Silizium wird die SFE gesenkt und damit die martensitische Phasenumwandlung begünstigt [40]. Des Weiteren verhindert Silizium die Bildung von Karbiden und somit verbleibt der Kohlenstoff im Werkstoff in Lösung, welcher zur Stabilisierung des Austenits benötigt wird [29]. Zudem trägt Silizium durch seine geringe Dichte (2,3 g/cm³) zur Reduzierung der gesamten Dichte der Legierung bei.

Einfluss der Temperatur auf die Stapelfehlerenergie

Mit der Hilfe eines thermodynamischen Ansatzes lässt sich die Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie von der Legierungszusammensetzung und von der Temperatur beschreiben. Ein Modell stellten Allain et al. [21] für Fe-Mn-C Legierungen auf und verglichen dessen Aussagen anschließend mit den mechanischen Eigenschaften sowie der mikrostrukturellen Entwicklung:

$$\gamma = 2\rho_A \cdot \Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + 2\sigma^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \quad (4)$$

Dabei ist ρ_A die planare Packungsdichte der [111]-Ebenen, $\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$ die Differenz der Gibbschen freien Enthalpie der austenitischen und martensitischen Phase und $2\sigma^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$ die zwischen Martensit und Austenit auftretende Grenzflächenenergie. Nach Grässel [14] besteht eine Proportionalität zwischen einer Temperaturerhöhung und der Gibbschen freien Enthalpie zur Phasenumwandlung. Dieser Zusammenhang wird durch Allain et al. [21] bestätigt, d. h. laut Gleichung 4 steigt die Stapelfehlerenergie proportional mit steigender Temperatur.

Eine Untersuchung der mechanischen Eigenschaften des X5MnAlSi 25 3 3 TWIP-Stahls in einem Temperaturbereich von -65 °C bis 400 °C wurde von Grässel et al. [6] durchgeführt.

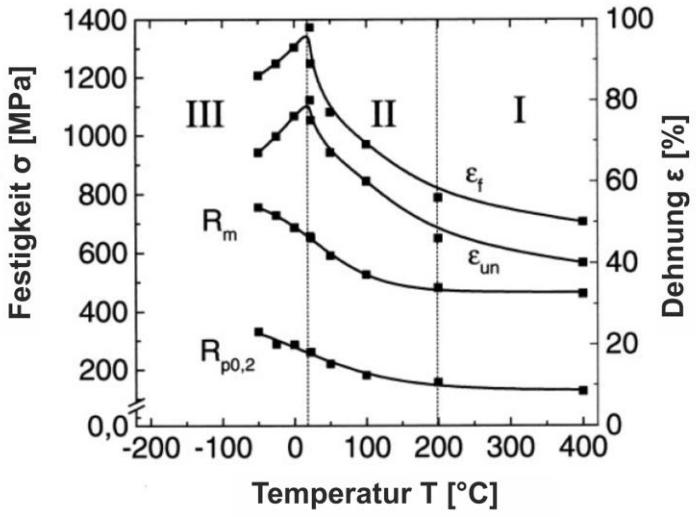


Abbildung 8: Mechanische Eigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur des X5MnAlSi 25 3 3 TWIP-Stahls [6]

In Abbildung 8 ist die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften zusammengefasst. Dabei wird eine gleichzeitige Betrachtung der Zugfestigkeit R_m, der Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Gleichmaßdehnung ε_{un} und der Bruchdehnung ε_f in Abhängigkeit der Temperatur angestellt. Durch diese Betrachtung konnten Grässel et al. die mechanischen Eigenschaften in drei Temperaturbereiche einordnen.

Der Temperaturbereich 1 erstreckt sich von 200 °C bis 400 °C. Die Spannung und Dehnung sind über den gesamten Bereich annähernd konstant. Durch die hohen Temperaturen weist dieser Zustand eine erhöhte Stapelfehlerenergie auf, somit findet als hauptsächlicher Verformungsmechanismus Versetzungsgleiten statt [14].

Im zweiten Temperaturbereich (20°C bis 200 °C) kann eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften mit sinkender Temperatur beobachtet werden. In diesem Bereich konnte durch Röntgenuntersuchungen nachgewiesen werden, dass bei sinkenden Temperaturen die Dichte an Verformungszwillingen zunimmt. Im Vergleich zum ersten Temperaturbereich nimmt hier bedingt durch die sinkende Stapelfehlenergie die mechanische Zwillingsbildung zu und ein Dehnungsmaximum von etwa 95 % wird bei Raumtemperatur erreicht [14].

Der dritte Temperaturbereich wurde von -65 °C bis 20 °C abgegrenzt. Die Dehnung bis zum Bruch nimmt in diesem Bereich mit sinkender Temperatur stark ab, wohingegen die Festigkeit ansteigt. Dieses Verhalten lässt sich durch eine frühzeitige “Sättigung“ des Gefüges erklären. D. h. die Zwillingsbildung läuft bedingt durch die geringe Stapelfehlerenergie sehr leicht ab,

zudem kommt es bei tiefen Temperaturen zur ersten Ausbildung von dehnungsinduziertem Martensit [14].

2.2.1 Verformungsinduzierte Zwillingsbildung (TWIP-Effekt)

Grundmechanismus der Zwillingsbildung

Bei der mechanischen Zwillingsbildung verschieben sich unter Einwirkung einer äußeren Schubspannung τ zwei benachbarte Kristallebenen zueinander. Hierbei findet eine spiegelsymmetrische Umorientierung eines Kristallbereiches, ohne die Struktur oder das Volumen der Ausgangsmatrix zu ändern, statt [14, 20]. Die entstehende Spiegelebene wird als kohärente Zwillingseben bezeichnet. In Abbildung 9 ist eine schematische Darstellung der Zwillingsbildung vor und nach einer plastischen Verformung dargestellt. Die Formänderung der Zwillingsbildung kann über die Zwillingsebene und über die Richtung der Scherung beschrieben werden. In kubisch flächenzentrierten Kristallen ist die Zwillingsebene {111} und die Richtung <112> [20, 41]. Des Weiteren kann die Formänderung bei der Zwillingsbildung über den Scherwinkel φ beschrieben werden [27]. Bei der Zwillingsbildung ist der Betrag der Scherung in kubischen Systemen mit $\gamma_z = \sqrt{2}/2$ fest vorgegeben und nicht variabel [20, 41]. Dies entspricht einer Rotation um die <111> Achse mit einem Winkel von 60° [20, 42].

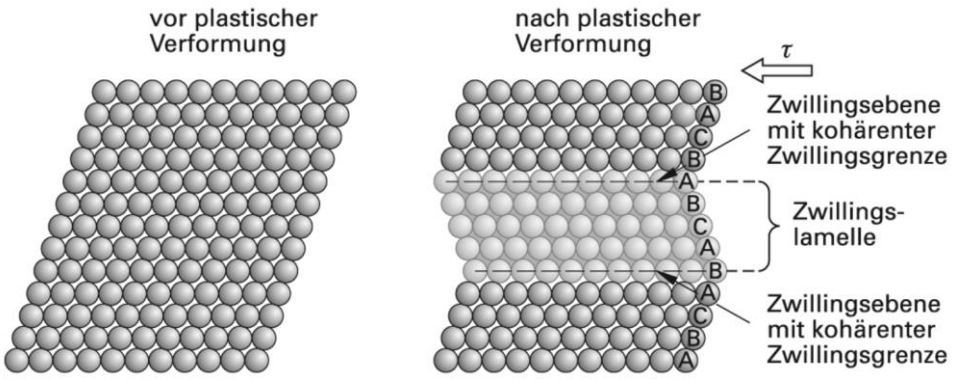


Abbildung 9 Schematische Darstellung des kristallographischen Aufbaus eines Zwilling [26]

Die Entstehung von Zwillingen setzt voraus, dass die nötige kritische Schubspannung dazu erreicht bzw. überschritten wird. Die Höhe ist abhängig von der Stapelfehlerenergie der Legierung. Eine geringe Stapelfehlerenergie verursacht eine geringe Bindungsenergie benachbarter Scherebenen. Durch diese geringe Bindungsenergie können benachbarte Ebenen schon bei einer geringen Spannung aufeinander gleiten und für die Bildung mechanischer Zwillinge wird somit nur eine geringe Schubspannung benötigt. Jedoch ist die notwendige kritische Schubspannung der Zwillingsbildung höher als die Schubspannung, die für den üblichen Verformungsmechanismus, das Versetzungsgleiten, benötigt wird. Aus diesem Grund tritt die Zwillingsbildung erst auf, wenn eine gewisse Höhe an Verfestigung und damit verbunden eine höhere Spannung vorliegt [14].

Aufbau der Zwillinge in der Mikrostruktur

Die Zwillingsbildung in austenitischen Stählen findet sequentiell in zwei Systemen statt. Zunächst findet die Zwillingsbildung schlagartig bei dem Erreichen der kritischen Schubspannung in Richtung eines Gleitsystems statt. Dadurch entstehen parallele Zwillinge, welche sich von der Keimstelle an der Korngrenze durch das gesamte Korn hindurch erstrecken bis sie in ihrer Ausdehnung durch eine weitere Korngrenze gestoppt werden. Anschließend fangen die Zwillinge an in die Breite zu wachsen. Das Breitenwachstum der Zwillinge hört erst auf, wenn die Gegenspannung der entstehenden Versetzungen ein weiteres Umklappen verhindert. Beim Erreichen einer nächsten kritischen Schubspannung, wird ein weiteres System zur Bildung von Zwillingen aktiviert. Die Zwillinge des zweiten Systems reichen von Korngrenze zu Korngrenze oder sie bilden sich in dem Zwischenraum der Zwillinge des ersten Systems aus und werden dadurch begrenzt [43]. Durch diesen Aufbau von mehreren Zwillingsystemen kann die oftmals gefundene Anordnung der Zwillinge erklärt werden. In Abbildung 10 ist die Zwillingsbildung an der Oberfläche einer hoch manganhaltigen Stahl-Probe, die bei Raumtemperatur bis 2 % verformt wurde, dargestellt.

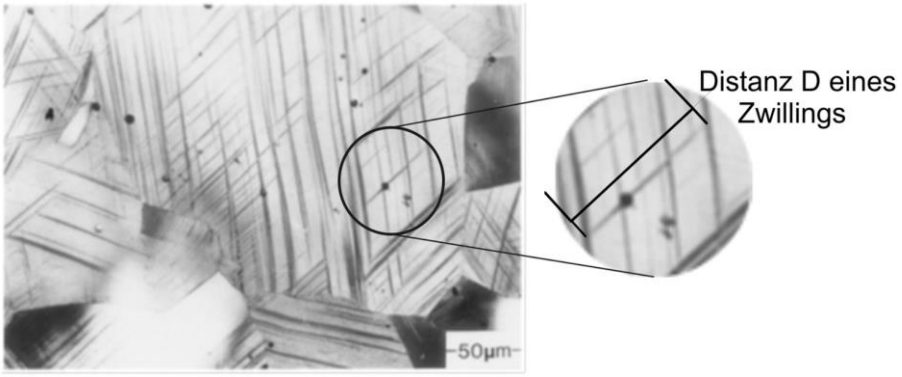


Abbildung 10: Zwillingsbildung im metallographischem Schliff einer hoch manganhaltigen Stahl-Probe, die bei Raumtemperatur bis 2 % verformt wurde nach [44]

Bei der Betrachtung von Verformungszwillingen auf einer Probenoberfläche mit einem Lichtmikroskop können diese mit einer Breite von 0,1 bis 1 µm detektiert werden. Jedoch haben Untersuchungen in einem Transmissionselektronenmikroskop gezeigt, dass Zwillinge in Wirklichkeit aus mehreren parallel verlaufenden Mikrozwillingen bestehen [43]. Die Dicke der Mikrozwillinge liegt in einem Bereich von 20 bis 70 nm, die sich zu einem Stapel zusammensetzen [43, 45]. Abbildung 11 zeigt den schematischen Aufbau von Mikrozwillingen zu einem Zwillingsstapel. Mit der Hilfe eines Formfaktors S kann ein Zwillingsstapel beschrieben werden. Dieser setzt sich aus der Breite e eines Mikrozwillings und der Distanz D (siehe Abbildung 10) zusammen [43]. Da die Zwillingsbildung an einer Korngrenze oder an einer Zwillingsgrenze gestoppt wird [46], entspricht D im ersten Zwillingssystem der durchschnittlichen Korngröße, wobei im zweiten Zwillingssystem die Distanz durch den Abstand der Zwillingsgrenzen des ersten Systems beschrieben werden kann. Bei einer Spannungszunahme bleibt die Distanz in dem jeweiligen System konstant und der Formfaktor S kann damit als Wert für die relative Breitenzunahme eines Zwillings angesehen werden [43]. Eine weitere Betrachtung dieser Beziehung wird in einem späteren Abschnitt vorgenommen.

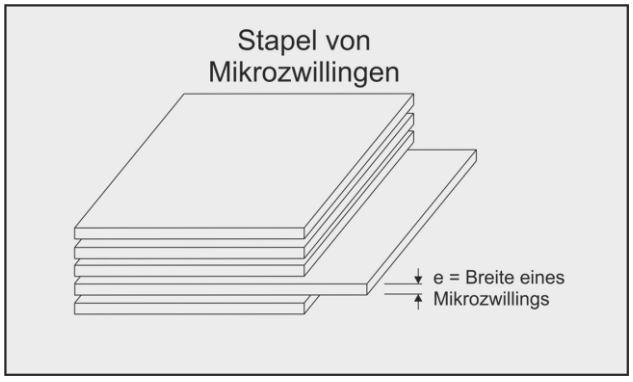


Abbildung 11: Schematischer Aufbau eines Zwillingsstapels nach [43]

Kinetische Betrachtung der Zwillingsbildung

Eine kinetische Betrachtung der Bildung von Zwillingen erfordert zunächst die Untersuchung der kritischen Schubspannung, die für die Bildung von Zwillingen notwendig ist. Bei diesem Vorgang spielen die Versetzungen eine entscheidende Rolle. Wie zuvor erwähnt, liegt die kritische Schubspannung für das Versetzungsgleiten niedriger als die kritische Schubspannung für die Zwillingsbildung. D. h. für das Erreichen der kritischen Schubspannung der Zwillingsbildung muss der Werkstoff sich zunächst durch Versetzungsgleiten und das Aufstauen an Barrieren wie Korngrenzen verfestigen. Durch diese Verfestigung entstehen lokale Spannungsüberhöhungen, die die kritische Schubspannung zur Zwillingsbildung überschreiten lassen [47].

Mit der Hilfe des folgenden Modells kann die kritische Schubspannung zur Bildung von Zwillingen beschrieben werden [43]:

$$\tau_{nucleation} = \frac{\gamma}{b} + \tau_{loop} \tag{5}$$

Die Gleichung stellt einen Zusammenhang zwischen der kritischen Schubspannung und der Stapelfehlerenergie γ_{SF}, der Größe des Burgersvektors b der Shockley-Partialversetzungen sowie der notwendigen Schubspannung zur Ausbildung eines Versetzungsrings τ_{loop} dar. Somit lässt sich erkennen, dass ein großer Burgersvektor der Partialversetzungen eine niedrige Schubspannung zur Bildung von Zwillingen hervorruft oder dass bei einer hohen Stapelfehlerenergie auch eine hohe Spannung benötigt wird, um die Zwillingsbildung zu aktivieren. Dieser Zusammenhang macht deutlich, warum bei hohen Stapelfehlerenergien oberhalb von ca. 35 mJ/m² die Zwillingsbildung ausbleibt [14, 24].

Durch einen weiteren Ansatz von Allain et. al [47] kann die zur Bildung von Zwillingen notwendige kritische Schubspannung τ_i^{c-twin} als Summe verschiedener Spannungskomponenten, die die Zwillingsbildung wiederum beeinflussen, beschrieben werden. Folgende Gleichung fasst die drei Komponenten zusammen:

$$\tau_i^{c-twin} = \tau^{c-int} + \tau_i^{curvature} - \tau_i^{pile-ups} \tag{6}$$

Die erste Komponente τ^{c-int} stellt die Spannung um den Stapelfehler dar. Diese Komponente verhält sich proportional zur SFE. Dadurch verdeutlicht die Gleichung, dass die Höhe der kritischen Schubspannung von der Höhe der SFE abhängig ist. Die zweite Komponente $\tau_i^{curvature}$ beschreibt die Spannung aufgrund der Krümmung von Versetzungen und die letzte Komponente $\tau_i^{pile-ups}$ stellt die Spannungskonzentration aufgrund des Aufstaus von Versetzungen dar [47].

Für eine weitere Betrachtung der Kinetik der Zwillingsbildung spielt der Schmidfaktor eine entscheidende Rolle. Durch diese Betrachtung wird die Richtungsabhängigkeit der Zwillingsbildung berücksichtig. D.h. das Gleiten von Versetzungen sowie die Zwillingsbildung resultieren nur in bestimmten kristallographischen Ebenen und Richtungen durch eine mechanische Belastung. Die primäre Richtung der Belastung ist nicht ausschlaggebend, sondern eine resultierende lokale Schubspannung im Gleit- oder Zwillingssystem [20]. Die effektive Schubspannung τ_{eff} ergibt sich aus dem Schmidtschen Schubspannungsgesetz [27]:

$$\tau_{eff} = \frac{F_{eff}}{A} = \frac{F \cdot \sin\alpha \cdot \cos\alpha}{A_{eff}} = \sigma \cdot \sin\alpha \cdot \cos\alpha = \sigma \cdot \mu \qquad (7)$$

In Abbildung 12 ist die Herleitung der effektiven Schubspannung für einen einachsigen Belastungsfall dargestellt. Die Normalspannung σ ergibt sich aus der Normalkraft F in Zugrichtung und die dazu senkrecht stehende Fläche A. F_{eff} beschreibt die effektive Kraftkomponente, die in Richtung des Zwillingselementes wirkt. Der Winkel α liegt zwischen der Richtung des Zwillingselementes und der Normalen zur Zugrichtung. Der Term $\sin\alpha \cdot \cos\alpha$ wird zum Schmidfaktor μ zusammengefasst. Diese Orientierungsabhängigkeit stellt den Zusammenhang zwischen der Lage der Gleit- bzw. Zwillingssysteme und der auf sie wirkenden Kraft dar. Durch eine günstige Orientierung kann ein Gleit- bzw. Zwillingssystem den höchsten Schmidfaktor besitzen und damit auch die höchste Schubspannungseinwirkung erfahren [20].

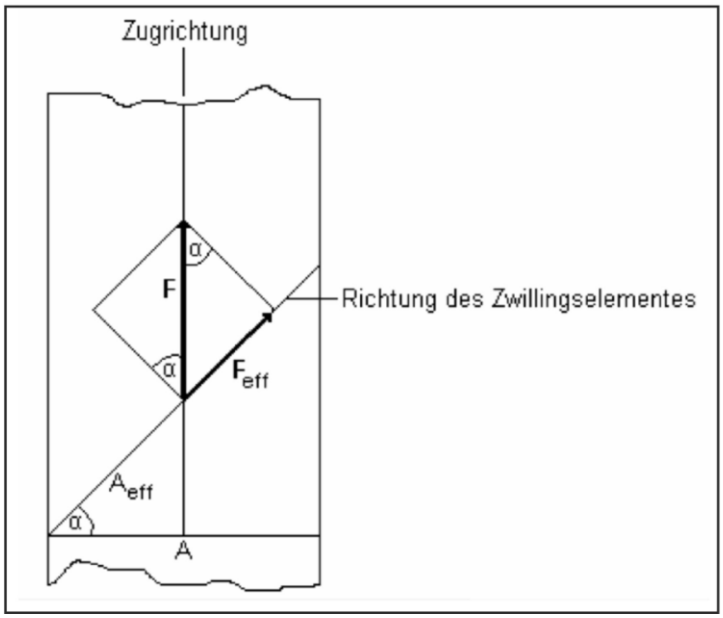


Abbildung 12: Schubspannung für den einachsigen Belastungsfall [27]

Zuvor wurde schon erwähnt, dass nach der Entstehung eines Zwillings ein Breitenwachstum stattfinden kann. Zur Betrachtung dieses Verhaltens haben Allain et al. [43] ein weiteres Gesetz entwickelt. Nach diesem linearen Gesetz für das Breitenwachstum von Zwillingen wird der bereits angesprochene Formfaktor S proportional zur effektiven Schubspannung gesetzt. Durch diese Beziehung wächst die Breite eines Zwillings nach der Gleichung:

$$S = \frac{e}{D} = \frac{2 \cdot d_{111}}{\mu \cdot b} \cdot \tau_{applied} \tag{8}$$

Gleichung 8 zeigt, dass der Formfaktor S auch über den Schmid-Faktor, den Burgers-Vektors der Shockley Partialversetzungen und die Distanz d_{111} zwischen den {111} Ebenen beschrieben werden kann. Das Breitenwachstum eines Zwillings findet jedoch erst statt, wenn eine Spannung vorliegt, die größer ist als die Schubspannung τ_{loop}, die zur Ausbildung eines Versetzungsringes notwendig ist. Aus diesem Grund haben Allain et al. [43] einen weiteren Zusammenhang beschrieben:

$$S = \frac{2 \cdot d_{111}}{\mu \cdot b} (\tau_{applied} - \tau_{loop}) \tag{9}$$

Demnach stoppt das Breitenwachstum, wenn die Gegenspannung, die durch die Behinderung der Versetzungen an Zwillingsgrenzen entsteht, größer als τ_{loop} wird [47]. Graphisch kann das Breitenwachstum wie folgt dargestellt werden (Abbildung 13). Die dicke Linie kennzeichnet den Gleichgewichtszustand eines Zwillings.

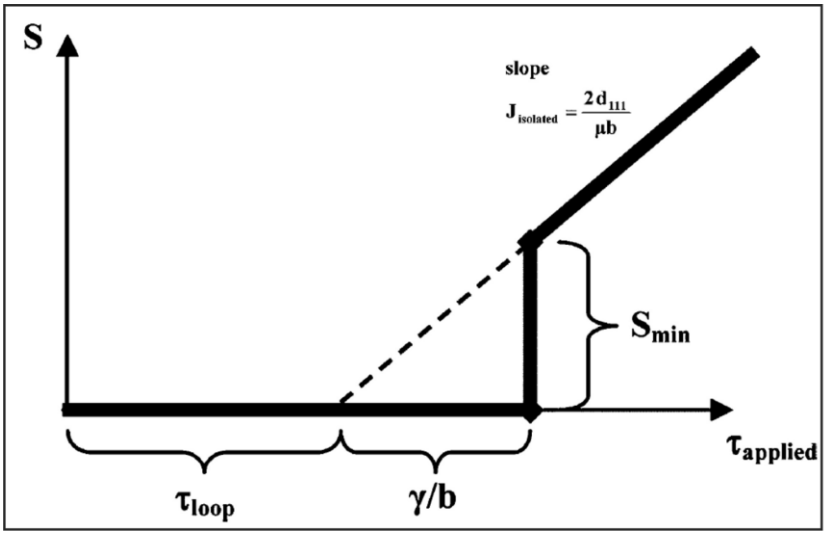


Abbildung 13: Entwicklung des Formfaktors als Funktion der Spannung [43]

Die Zwillingsbildung kann in verschiedene Bereiche unterteilt werden. Zunächst findet im ersten Bereich nur die Initiierung der Zwillingsbildung statt, d. h. hier entstehen keine Zwillinge bis zum Erreichen der kritischen Schubspannung. Anschließend kann ein zweiter Bereich angegliedert werden, in diesem findet eine schlagartige Bildung von Zwillingen statt. Im letzten Bereich wachsen die Zwillinge linear nach den zuvor betrachteten Beziehungen in die Breite.

Die Kinetik der Zwillingsbildung kann nach Allain et al. [47] weiter betrachtet werden. Hierbei wird die Abhängigkeit der Neubildungsrate $\dot{N}$ der Zwillinge von der Schubspannung τ, der Dehnrate $\dot{\varepsilon}$, einer Konstanten G und dem durchschnittlichen freien Weg l_i für Versetzungen zwischen den Zwillingen beschrieben.

$$\dot{N}_i = \frac{G}{l_i}(\sigma_{eff} - \tau^{c-twinning})\dot{\varepsilon} \tag{10}$$

Die Konstante G wird mit einer Größe von $55 \cdot 10^3$ m Pa^{-1} angegeben [47]. Die umgekehrte Proportionalität des freien Versetzungsweges wird dadurch begründet, dass bei kurzen Wegen lokale Spannungskonzentrationen entstehen, die durch die Behinderung der Bewegung der Versetzungen an den Zwillingsgrenzen entstehen. Diese lokalen Spannungskonzentrationen können als Keimstellen für neue Zwillinge wirken [47].

Die Kinetik der Zwillingsbildung kann auch über den Volumenanteil, den Zwillinge einnehmen, in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie und der Dehnung betrachtet werden. Olsen und Cohen formulierten folgenden Zusammenhang [48]:

$$F = 1 - e^{(-m \cdot \varepsilon)} \tag{11}$$

Dabei ist m eine Funktion der Stapelfehlerenergie und steigt umgekehrt proportional zur Stapelfehlerenergie. Gleichung 11 findet erst ihre Gültigkeit, wenn eine bestimmte Dehnung überschritten und damit eine kritische Schubspannung zur Aktivierung der Volumenzunahme erreicht ist.

Eine genaue Betrachtung der vorgestellten Kennwerte zeigt, dass es teilweise starke Widersprüche gibt. Wird die Neubildungsrate der Zwillinge nach Gleichung 10 und die Volumenzunahme der Zwillinge nach Gleichung 11 betrachtet, lässt sich erkennen, dass die Neubildungsrate mit zunehmender Verformung ansteigt, wohingegen die Volumenzunahme der Zwillinge nur langsam anwächst. Im Allgemeinen soll dieser Einblick in die Kennwerte zur Beschreibung zur Zwillingsbildung die starke Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie aufzeigen. Modelle zur Beschreibung der Zwillingsbildung in hoch manganhaltigen Stählen sind vorhanden [43, 48], wiedersprechen sich teilweise aber stark.

Verfestigung durch den TWIP-Effekt

Die Zwillingsbildung trägt stark zur Verfestigung von hoch manganhaltigen TWIP-Stählen bei. Dieser Mechanismus ist jedoch nicht allein für die Verfestigung verantwortlich, sondern es findet ein Zusammenspiel von Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung während der Verformung statt. Bei einer geringen plastischen Verformung findet zunächst ausschließlich Versetzungsgleiten statt. Durch das Aufstauen von Versetzungen an Barrieren wie zum Beispiel Korngrenzen entstehen lokale Spannungsüberhöhungen, die zu einem Überschreiten der kritischen Schubspannung der Zwillingsbildung führen. Die Zwillingsbildung findet bevorzugt in lokal verformten Bereichen statt, die Zwillingsgrenzen wirken danach als zusätzliche Barrieren für das Gleiten von Versetzungen [49]. Dieses Zusammenspiel bewirkt eine Verschiebung der weiteren lokalen Verformung in Bereiche, die noch keine Verfestigung erfahren haben, da in einem verfestigten Gefüge eine reduzierte bis keine Versetzungsbewegung stattfindet. Aus diesem Grund wird eine frühzeitige Einschnürung einer Probe aus TWIP-Stahl verhindert [14].

Mit der folgenden Gleichung kann der Verformungsmechanismus beschrieben werden [48]:

$$d_\gamma = (1 - F) \cdot d_{\gamma_g} + \gamma_t \cdot dF \tag{12}$$

F ist der Volumenanteil der Zwillinge, γ_g ist die Scherspannung, die durch Versetzungsgleiten initiiert wird, γ_t ist die Scherspannung, die durch die Zwillingsbildung im System entsteht. Der Zusammenhang macht deutlich, dass sich die gesamte plastische Scherspannung aus einem Anteil von Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung zusammensetzt. Der dominierende Verfestigungsmechanismus wird durch den Volumenanteil der Zwillinge bestimmt. Jedoch ist dieser Anteil, auch bei einer hohen Bildungsrate von Zwillingen, auf Grund des geringen Volumens eines Zwillings, sehr gering [50, 14]. Aus diesem Grund findet die plastische Verformung eines TWIP-Stahls hauptsächlich durch Versetzungsgleiten statt.

Charakterisierung und Arten von Zwillingen

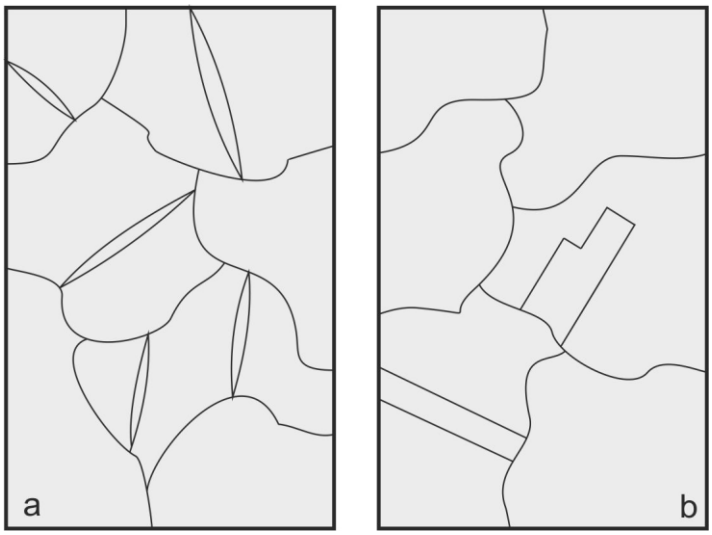


Abbildung 14: Schematische Darstellung der Arten von Zwillinge, a) Verformungszwillinge und b) Rekristallisations-zwillinge

Zwillinge können in verschiedenen Ausprägungen in austenitischen Werkstoffen vorhanden sein. Zum einen können sich bei einer Rekristallisation oder Kornvergröberung die sogenannten Rekristallisationszwillinge ausbilden. Diese zeichnen sich, wie in Abbildung 14 b) schematisch dargestellt, durch charakteristisch gerade Korngrenzen aus [20]. Die Entstehung von Rekristallisationszwillingen ist nicht mit einem mechanischen Schervorgang verbunden. Im Gegensatz zu den Verformungszwillingen müssen die Rekristallisationszwillinge den Energieaufwand durch die Bewegung der Atome nicht reduzieren und zeigen somit einen weniger spitzen Verlauf an den jeweiligen Enden. Die atomistische Anordnung ist bei Verformungszwillingen und Rekristallisationszwillingen gleich, jedoch ist die Entstehung von Verformungszwillingen bedingt durch einen Schervorgang [20]. Bei diesem Vorgang steigt der Weg der Atome mit ihrem Abstand zur Zwillingsebene wodurch eine Dehnungsenergie entsteht, welche durch die Anordnung zu einer linsenartigen Struktur des Zwillings (Abbildung 14 a)) minimiert werden kann. Für den TWIP-Effekt sind Verformungszwillinge verantwortlich, jedoch zeigen Werkstoffe, die eine hohe Tendenz zum TWIP-Effekt haben, auch häufig eine hohe Anzahl an Rekristallisationszwillingen. Des Weiteren wurde in einer Studie gezeigt, dass die Grenzen von Rekristallisationszwillingen starke Rissinitiierungsorte in Fe-Mn-C Stählen darstellen und der Riss sich an diesen Grenzen ausbreitet. Diese Rissinitiierung ist bedingt durch Spannungskonzentrationen, die durch Interaktionen von ε-Martensit mit Zwillingsgrenzen entstehen [51].

2.2.2 Verformungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung

Wie schon zuvor beschrieben (siehe Abbildung 5) kann ein hoch manganhaltiger TWIP-Stahl während einer Verformung bei tiefen Temperaturen oder einer Änderung der Legierungszusammensetzung und damit nach Herabsetzung der SFE, verformungsinduzierten Martensit ausbilden. Metastabiler Austenit kann verschiedene Arten an martensitischer Phasenumwandlung zeigen. Grundsätzlich wird zwischen zwei Martensitarten unterschieden, die je nach Legierungszusammensetzung und Temperatur entstehen können. Zum einen der ε-Martensit, der eine hexagonale Gitterstruktur hat und zum anderen der α´-Martensit, der eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur besitzt [14, 52].

Der hexagonale ε-Martensit bildet sich entlang der vier Oktaederebenen des Austenits, und damit gleichzeitig auf dessen Gleitebenen, in sehr dünnen und eben begrenzten Platten aus. Das Wachstum des ε-Martensits kann durch Zwillingsgrenzen oder auch durch Korngrenzen behindert werden [52]. Durch Anteile des ε-Martensits im Gefüge werden zusätzliche Barrieren gegen Versetzungsgleiten gewonnen, somit zeigen diese Werkstoffe eine Steigerung der Festigkeit [53, 54]. Jedoch wurde auch gezeigt, dass sich ε-Martensit nicht nur positiv auf die Werkstoffeigenschaften auswirkt. Eine martensitische Phasenumwandlung zu ε-Martensit kann zu einer Versprödung des Werkstoffes führen [55, 56, 51].

Die Bildung von ε-Martensit begünstigt je nach Legierungszusammensetzung zudem die Entstehung von α´-Martensit. Besonders untereinander schneidende ε-Martensitplatten bilden Keimstellen für α´-Martensit. Des Weiteren können Stähle mit einer niedrigen SFE, die Zwillinge, Stapelfehler und ε-Martensit aufweisen, durch Scherung α´-Martensit Keime bilden [57].

Die Umwandlung des Austenits in Martensit kann in unterschiedlicher Weise geschehen. Dabei kann eine direkte martensitische Phasenumwandlung von $\gamma \rightarrow \varepsilon$ oder aber auch von $\gamma \rightarrow \alpha'$ geschehen. Des Weiteren kann sich der α´-Martensit aus dem ε-Martensit heraus bilden, so dass eine Umwandlung von $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ stattfindet. Aus diesem Grund gibt es zwei Arten von α´-Martensit. Zum einen entsteht bei einer direkten Umwandlung des Austenits α´-Martensit, der eine unregelmäßige, flächenhafte Form besitzt. Zum anderen kann sich ein sehr feiner α´-Martensit zwischen ε-Martensitplatten ausbilden. Teilweise können diese beiden α´-Martensitarten nicht voneinander unterschieden werden [52].

Die Triebkraft, die zur Bildung von ε-Martensit notwendig ist, ist um ein vielfaches geringer, als die Triebkraft, die für die Bildung von α´-Martensit nötig ist. Unter diesem Aspekt findet eine Umwandlung in α´-Martensit erst bei tieferen Temperaturen statt. Die martensitische Pha-

senumwandlung aus dem Austenit heraus kann spannungs- bzw. verformungsinduziert ablaufen. Die Spannung für die Bildung von Martensit ist dabei abhängig von der Temperatur sowie von der Legierungszusammensetzung des Werkstoffes. Sie nimmt mit sinkender Temperatur bei der Verformung ab. Unterschieden wird der spannungsinduzierte Martensit von dem verformungsinduzierten Martensit über die notwendige Spannung in Bezug auf den Übergang von elastischer zu plastischer Verformung des Werkstoffes. Im elastischen Bereich spricht man von spannungsinduziertem Martensit, wohingegen im plastischen Bereich von verformungsinduziertem Martensit gesprochen wird [52].

2.2.3 Verfestigung durch Versetzungsgleiten

Ein weiterer wichtiger Aspekt für die mechanischen Eigenschaften von metallischen Werkstoffen ist die Verfestigung durch Versetzungsgleiten oder Eigenschaftsänderung durch eine spezielle Anordnung von Versetzungen wie zum Beispiel eine lokale Anhäufung von Versetzungen in einer zellartigen Struktur. Vor allem aber durch Interaktionen von Versetzungen mit anderen mikrostrukturellen Defekten, die als Hindernisse für die Bewegung von Versetzungen wirken können, ist das Werkstoffverhalten unter einer monotonen oder zyklischen Beanspruchung bestimmt.

Als maßgebliches Hindernis für Versetzungsbewegungen zählen in hoch manganhaltigen Stählen Korngrenzen, Lomer-Cottrell-Versetzungen, Phasengrenzen und Zwillingsgrenzen. Die hohe Dehnbarkeit eines hoch manganhaltigen TWIP-Stahls liegt in der Interaktion der Versetzungen mit verschiedenen Barrieren begründet. D. h. bei einer plastischen Verformung eines TWIP-Stahls wird die Versetzungsbewegung im Werkstoff durch die zunehmende Dichte an Zwillingsgrenzen behindert und dadurch eine starke Kaltverfestigung induziert. Des Weiteren ist die Höhe der Versetzungsverfestigung maßgeblich von der Korngröße des Werkstoffes abhängig. Die Fließspannung σ_F, ab der die plastische Verformung einsetzt, kann durch die folgende Gleichung beschrieben werden [58]:

$$\sigma_F = \sigma_0 + c_1 \cdot \sqrt{N} + \frac{c_2}{\sqrt{d}} \tag{13}$$

Die Gleichung kann in drei Terme unterteilt werden. Die Spannung σ_0 wird benötigt, damit sich Versetzungen in einem Werkstoff bewegen. Der zweite Term der Gleichung ($c_1 \cdot \sqrt{N}$) mit der Versetzungsdichte N beschreibt die Behinderung durch bereits im Werkstoff vorhandenen Versetzungen. Der letzte Term berücksichtigt die mittlere Korngröße d des Werkstoffes, diese

Beziehung wird Hall-Petch Beziehung genannt [58]. Bei einer Verformung des TWIP-Stahls findet eine stetige Kornfeinung durch die Zwillingsbildung statt, so dass bei diesen Werkstoffen ein dynamischer Hall-Petch-Effekt vorhanden ist.

In den Arbeiten von Allain et al. [47] und Bouaziz et al. [48] werden Zusammenhänge zwischen der Korngröße, Waldversetzung und Zwillingen dargestellt. Zunächst haben Bouaziz et al. die Verfestigung in einem TWIP-Stahl betrachtet, die durch die Behinderung der Bewegung von Versetzungen durch Waldversetzungen, Zwillinge und Korngrenzen auftritt. Dieser Zusammenhang wird durch die folgende Gleichung beschrieben [48]:

$$\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{d} + \frac{1}{t} + k \cdot \sqrt{\rho} \tag{14}$$

Der Laufweg der Versetzungen wird mit λ angegeben und t ist der mittlere Abstand zwischen den Zwillingen. Der letzte Term mit einer Konstante k stellt eine Proportionalität zu dem Abstand der Waldversetzungen dar.

Der mittlere Abstand zwischen Zwillingen kann durch eine modifizierte Fullman-Beziehung beschrieben werden [47]:

$$\frac{1}{t} = \frac{f_i}{n_i \cdot e_i (1-F)} \tag{15}$$

Die durchschnittliche Anzahl an Mikrozwillingen in einem Stapel wird mit n_i und die mittlere Dicke eines Zwillings mit e_i angegeben. Durch die Konstante f_i wird die dynamische Erholung der Mikrostruktur berücksichtigt und F ist der Volumenanteil der Zwillinge im Gefüge. Werden die beiden vorigen Gleichungen zusammengeführt, kann eine Funktion für den mittleren freien Laufweg der Versetzungen beschrieben werden:

$$\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{d} + \frac{f_i}{n_i \cdot e_i (1-F)} + k \cdot \sqrt{\rho} \tag{16}$$

Durch ein weiteres Zusammenführen mit Gleichung 11 wird eine Verknüpfung von λ mit der kinematischen Betrachtung aus dem Abschnitt: “Kinetische Betrachtung der Zwillingsbildung“ erzeugt:

$$\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{d} + \frac{1}{e^{(-m \cdot \varepsilon)}} \cdot \left(\frac{f_i}{e_i \cdot n_i}\right) + k \cdot \sqrt{\rho} \tag{17}$$

2.3 Grundlagen der Werkstoffermüdung

Das Verständnis über das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe spielt bei der Konstruktion bzw. Berechnung von technischen Bauteilen, besonders bei einer hohen Sicherheitsrelevanz, eine entscheidende Rolle. Unter dem Begriff "Ermüdung" versteht man im Allgemeinen eine durch zyklische Spannung oder Dehnung induzierte Schädigungsentwicklung in (metallischen) Werkstoffen. Das Ermüdungsverhalten besitzt einen hohen Stellenwert, da zumeist die im Betrieb befindlichen Bauteile nicht allein eine monotone Belastung erfahren sondern auch mit einer zyklischen Belastung beaufschlagt sind. Zudem ist bekannt, dass die Schädigungsentwicklung in zyklisch belasteten Bauteilen weit unterhalb der Streckgrenze des Materials beginnen kann und zum kompletten Versagen eines Bauteils führen kann. Je nach erreichter Zyklenzahl N_B bei einer bestimmten Belastung wird bei einer Ermüdungsbeanspruchung zwischen Low-Cycle Fatigue (LCF), High-Cycle Fatigue (HCF) und Very-High-Cycle Fatigue (VHCF) unterschieden. In den einzelnen Bereichen liegen unterschiedlich hohe plastische Dehnungsschwingbreiten $\Delta\varepsilon_{pl}$ bei verschieden hohen Spannungsschwingbreiten $\Delta\sigma$ vor. Im LCF-Bereich sind durch die relativ hohen Spannungsamplituden $\Delta\sigma/2$ und einer hohen plastische Dehnung niedrige Lebensdauern (niedrige Zyklenzahl) zu erwarten wohingegen im HCF-Bereich durch eine niedrigere Belastung eine geringere plastische Dehnung vorliegt [59]. Der Zusammenhang zwischen plastischer Dehnungsamplitude und Zyklenzahl kann für den LCF-Bereich nach Coffin und Manson dargestellt werden. Diese definierten schon in den Jahren 1953 (Manson) und 1954 (Coffin), dass die plastische Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ eine bestimmende Kenngröße für die Lebensdauer ist [59, 60, 61]. In der vorliegenden Arbeit werden Untersuchungen des Ermüdungsverhaltens nur im LCF-Bereich durchgeführt und ausgewertet.

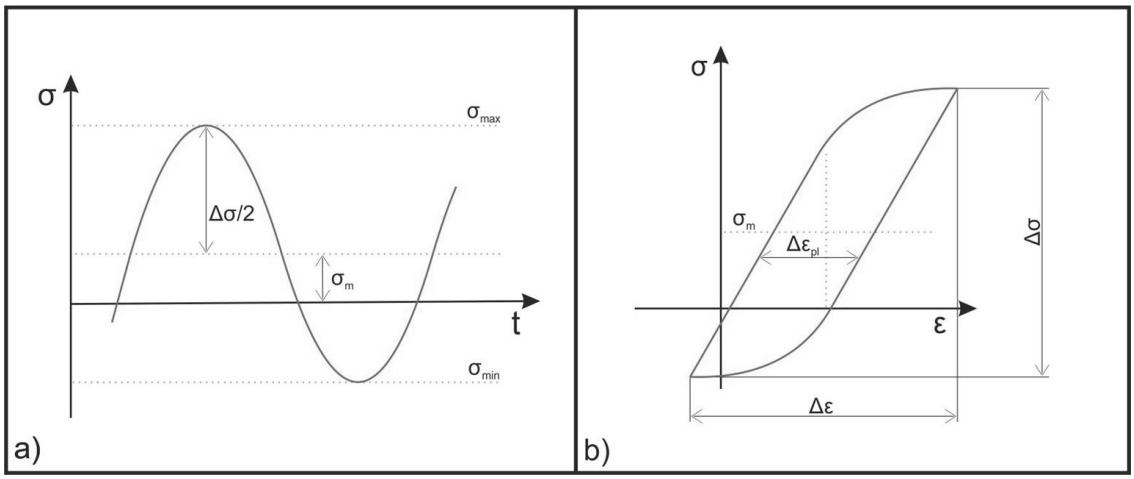


Abbildung 15: a) wechselnde Spannung über die Zeit, b) resultierende Spannung-Dehnung-Hysterese

In Abbildung 15 a) ist eine sinusförmige zyklische Belastung (spannungsgeregelt) über der Zeit t aufgetragen. Die Ober- bzw. Unterspannungen sind in dieser schematischen Darstellung mit σ_{max} und σ_{min} gekennzeichnet. Mit Hilfe dieser Werte kann eine eventuell vorliegende Mittelspannung ($\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$), die während der Ermüdung bedingt durch mikrostrukturelle Änderungen im Werkstoff vorliegt oder sich entwickelt, berechnet werden. Eine Spannung-Dehnung-Hysterese, resultierend aus einer zyklischen Belastung, ist in Abbildung 15 b) dargestellt. Wichtige Kennwerte sind in der Spannung-Dehnung-Hysterese schematisch zugeordnet, hier ist eine eindeutige Charakterisierung eines Belastungszyklus möglich. Jedoch ist eine Betrachtung der Kennwerte über eine Vielzahl an Zyklen im LCF-Bereich aufwendig. Aus diesem Grund werden bestimmte Kennwerte der Spannung-Dehnung-Hysterese in Form von Wechselverformungskurven aufgetragen. In Abbildung 16 ist eine Wechselverformungskurve schematisch dargestellt. Wird der Versuch mit einer konstanten Gesamtdehnung durchgeführt, können auf der Ordinate die Spannungsamplitude $\Delta\sigma/2$ oder die plastische Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ über der Zyklenzahl N aufgetragen werden. Diese Auftragung der Daten ermöglicht es die Antwort des Materials, welches eine zyklische Belastung erfährt, zu charakterisieren und mit anderen Zuständen zu vergleichen. Die Wechselverformungskurven werden dazu in drei verschieden Bereiche unterteilt. Zu Beginn ist der erste Bereich durch eine Wechselverfestigung oder Wechselentfestigung charakterisiert. Dieses wird als transientes Verhalten bezeichnet. Bei einer Entfestigung des Materials kann eine Abnahme der Spannungsamplitude beobachtet werden (Abbildung 16). Dieses Verhalten ist stark von der Vorgeschichte des untersuchten Werkstoffes abhängig. Eine Wechselentfestigung kann z.B. durch den Abbau von inneren Spannungen begründet sein. Im folgenden Bereich stellt sich zumeist ein Sättigungszustand, gekennzeichnet durch ein Plateau, ein. Auch in diesem Bereich ist jedoch die Antwort des Materials auf eine zyklische Belastung von der mikrostrukturellen Entwicklung abhängig. Neben der Sättigung des Materials kann auch eine Entfestigung oder Verfestigung des Materials vorliegen. Der letzte und dritte Bereich in der Wechselverformungskurve weist auf das Wachstum eines Ermüdungsrisses während der zyklischen Belastung hin. Unterschieden werden die Wechselverformungskurven hinsichtlich des Materialverhaltens in vorgeschichtenunabhängige und vorgeschichtenabhängige. Da zumeist die durch eine Vorbehandlung eingebrachte mikrostrukturelle Veränderung nicht vollständig während der zyklischen Belastung abgebaut werden kann wird in der Regel von vorgeschichtenabhängigem Wechselverformungsverhalten gesprochen [59]. Dieses Verhalten zeigt sich besonders in der Ausprägung der Mittelspannung während der Ermüdung, welche bedingt durch Zug- bzw. Durcheigenspannungen im Werkstoff, positive oder negative Werte annehmen kann. Im Allgemeinen ist zu erwarten, dass sich eine Ermüdung im

Druckschwellbereich positiv auf die Lebensdauer des Werkstoffes auswirkt. Der Einfluss einer Mittelspannung auf das Ermüdungsverhalten von TWIP-Stählen wird im späteren Verlauf dieser Arbeit näher erläutert.

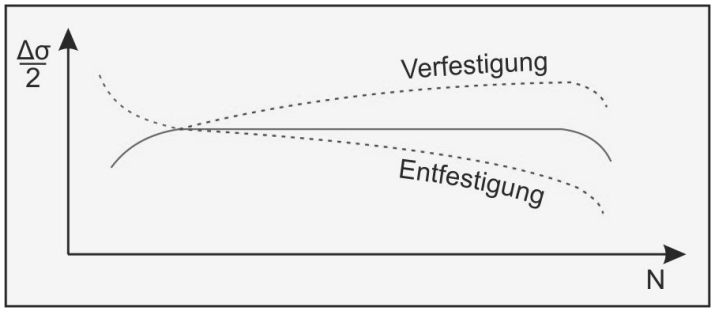


Abbildung 16: Wechselverformungskurven dehnungsgeregelter Versuche, schematische Darstellung der Verfestigung und Entfestigung

3 Experimentelle Grundlagen

In diesem Kapitel soll ein Überblick über die untersuchten Werkstoffe hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzungen sowie mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften im Anlieferungszustand geschaffen werden. Des Weiteren werden die verwendeten Probengeometrien sowie die jeweiligen Versuchsaufbauten zur Vorbehandlung der Proben bei verschiedenen Temperaturen erläutert und die für diese Arbeit wesentlichen Prüfsysteme vorgestellt.

3.1 Charakterisierung der Werkstoffe

Für Untersuchungen wurden im Rahmen dieser Arbeit die TWIP-Stähle X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 verwendet. Im Wesentlichen unterscheiden sich die Werkstoffe in der Menge des zulegierten Mangans, aber auch in der Herstellung der Halbzeuge. Die grundlegenden Eigenschaften der Werkstoffe wurden im Anlieferungszustand untersucht und werden im folgenden Abschnitt zusammenfassend dargestellt.

3.1.1 X-IP™1000

Von der Benteler Automobiltechnik GmbH wurde als Untersuchungsmaterial im Rahmen dieser Arbeit der X-IP™1000 zur Verfügung gestellt. Das Kürzel X-IP™ steht dabei für E**X**tremly **I**nduced **P**lasticity in Anlehnung an den Verformungsmechanismus der dehnungsinduzierten Zwillingsbildung. Die Angefügte “1000“ gibt die Mindestzugfestigkeit des TWIP-Stahls in MPa an. Der Stahl wurde thermomechanisch von der Firma Arcelor Mittal hergestellt und mit einer Blechdicke von 1,6 mm angeliefert. Weitere Angaben zum Herstellungsprozess des TWIP-Stahls wurden von Arcelor Mittal nicht zur Verfügung gestellt.

Die chemische Zusammensetzung des X-IP™1000 wurde mittels Funkenspektrometer ermittelt und ist in Tabelle 2 zusammengefasst. Das Hauptlegierungselement ist mit 22,36 Ma.-% Mangan. Dadurch ist als Hauptverformungsmechanismus, neben dem Gleiten von Versetzungen, die Zwillingsbildung bei einer plastischen Verformung zu erwarten. Die Legierungselemente Kohlenstoff, Vanadium, Chrom und Silizium verbessern die Zug- und Verschleißfestigkeit des Stahls.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des X-IP™1000 [12]

Element	Mn	C	V	Cr	Si	Fe
Ma.-%	22,36	0,6	0,25	0,20	0,25	Rest

In Abbildung 17 a) sind die Ergebnisse der Lichtmikroskopischen und b) der Elektronenmikroskopischen Untersuchung des X-IP™1000 im Anlieferungszustand dargestellt. Zudem zeigt Abbildung 17 c) die Textur des Materials im Anlieferungszustand. Die Probenoberfläche wurde für die Charakterisierung im Ausgangszustand zunächst mechanisch stufenweise mit Schleifmitteln bis zu einer Körnung von 4000 geschliffen und anschließend mit einer 3 µm Diamantsuspension und 0,1 µm Abschlusspolitur präpariert. Für eine Betrachtung der Probenoberfläche mit einem Lichtmikroskop wurde die Oberfläche mit einer 0,3 %-igen alkoholischen Salpetersäure für 10 s geätzt. Für die Durchführung von kristallographischen Untersuchungen ist es notwendig, die zuvor mechanisch bearbeitete Schicht abzutragen um eine hohe Oberflächenqualität, d. h. vor allem einen verformungsfreien Zustand, zu erreichen. Dieses wurde mittels Elektropolieren mit einer 5 %-igen Perchlorsäure bei - 30 °C erreicht.

Durch lichtmikroskopische und elektronenmikroskopische Untersuchungen des Anlieferungszustandes (Abbildung 17 a) und b)) wurde eine durchschnittliche Korngröße von 3 – 5 µm ermittelt. Die Farbgebung in Abbildung 17 b) ist entsprechend des daneben liegenden Standarddreiecks gewählt. Teilweise konnten “breite“ Zwillinge, wie beispielhaft in Abbildung 17 b) durch einen schwarzen Pfeil gekennzeichnet, in den Körner detektiert werden. Bei diesen Zwillingen handelt es sich nicht um mechanisch induzierte Zwillinge sondern um Rekristallisationszwillinge, die bedingt durch den Herstellungsprozess entstanden sind.

Um einen Überblick über die dominierenden Orientierungen der Kristallite im Anlieferungszustand des X-IP™1000 zu bekommen wurden Messungen an der Probenoberfläche mittels EBSD durchgeführt. Abbildung 17 c) zeigt die Auswertung der Ergebnisse in inversen Polfiguren. Die inverse Polfigur in [010]- Richtung stellt die Orientierung der Körner in Walzrichtung des Werkstoffes dar. Die Verteilung quer zur Walzrichtung wird in der inversen Polfigur in [100]- Richtung aufgezeigt und in der inversen Polfigur in [001]- Richtung werden die Orientierungen der Körner senkrecht zur Probenoberfläche dargestellt. Die dichtest gepackte Ebene (111) sowie die (001)- Ebene weisen im Ausgangzustand eine erhöhte Intensität in [010]-Richtung auf. Im Allgemeinen weisen TWIP-Stähle bedingt durch den Herstellungsprozess ein

Gefüge mit einer nur sehr schwachen Texturierung auf. Zu erwarten ist jedoch nach einer plastischen Verformung des Werkstoffes eine deutliche Schärfung der Textur in <111>- Richtung. Dieses ist verursacht durch die verformungsinduzierte Änderung der Kornorientierung infolge von Versetzungsgleiten und Bildung von mechanischen Zwillingen primär in <111>- Richtung [62, 63]. Im Allgemeinen wurde durch verschiedenen Autoren gezeigt, dass die Zwillingsbildung in hoch manganhaltigen Stählen stark von der Kornorientierung abhängig ist [62,64-67].

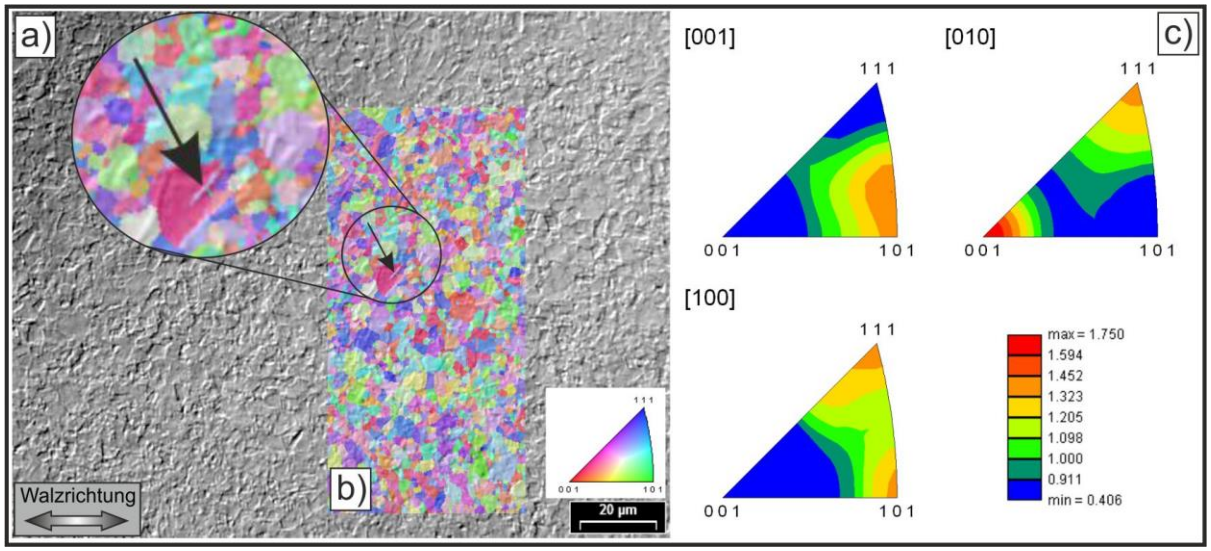


Abbildung 17: X-IP™1000 im Ausgangszustand, a) Lichtmikroskopische Aufnahme überlagert mit einer EBSD-Analyse b), c) Mikro- Textur-Analyse (EBSD)

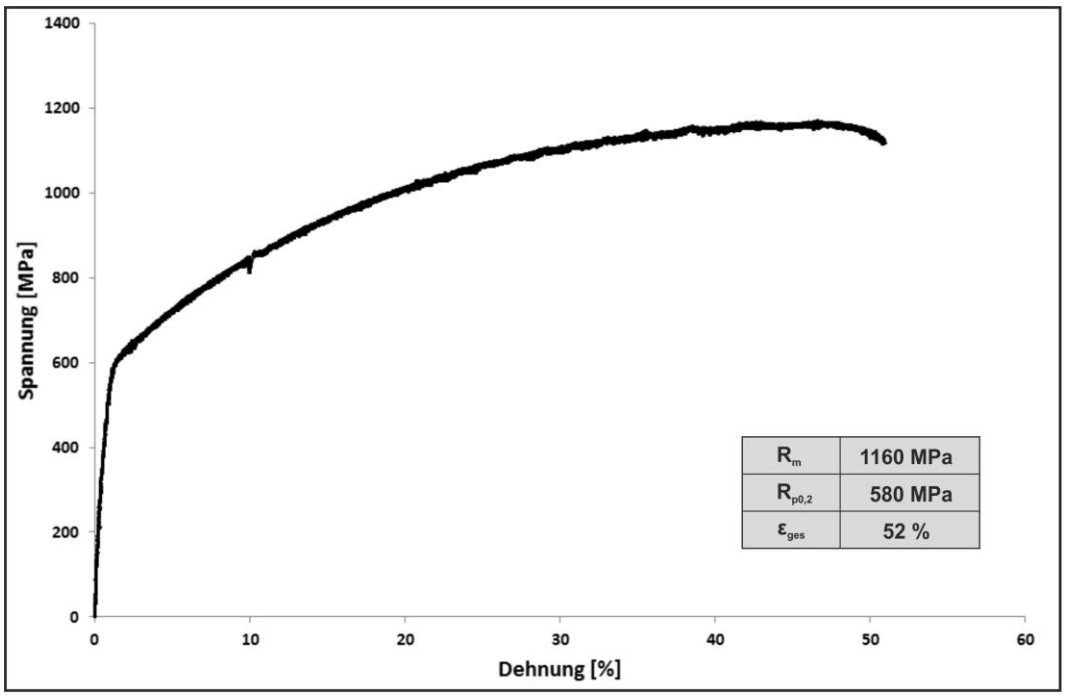


Abbildung 18: Spannungs- Dehnungs- Diagramm: mechanische Eigenschaften von X-IP™1000 im Anlieferungszustand nach [12]

Für eine Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurde ein monotoner Zugversuch bei Raumtemperatur für den X-IP™1000 im Anlieferungszustand durchgeführt. Der Versuch wurde weggeregelt mit 2 mm/min gefahren. Abbildung 18 zeigt das Spannungs- Dehnungs-Diagramm des X-IP™1000. Der Werkstoff erreicht eine Zugfestigkeit von 1160 MPa, eine 0,2%-Dehngrenze von 580 MPa und eine Bruchdehnung von 52 %. Die hohe Differenz zwischen der 0,2%-Dehngrenze und der Zugfestigkeit verdeutlicht das enorme Verfestigungspotential des Stahls (Streckgrenzenverhältnis $\left(\frac{R_{p0,2}}{R_m}\right)$ von 0,5).

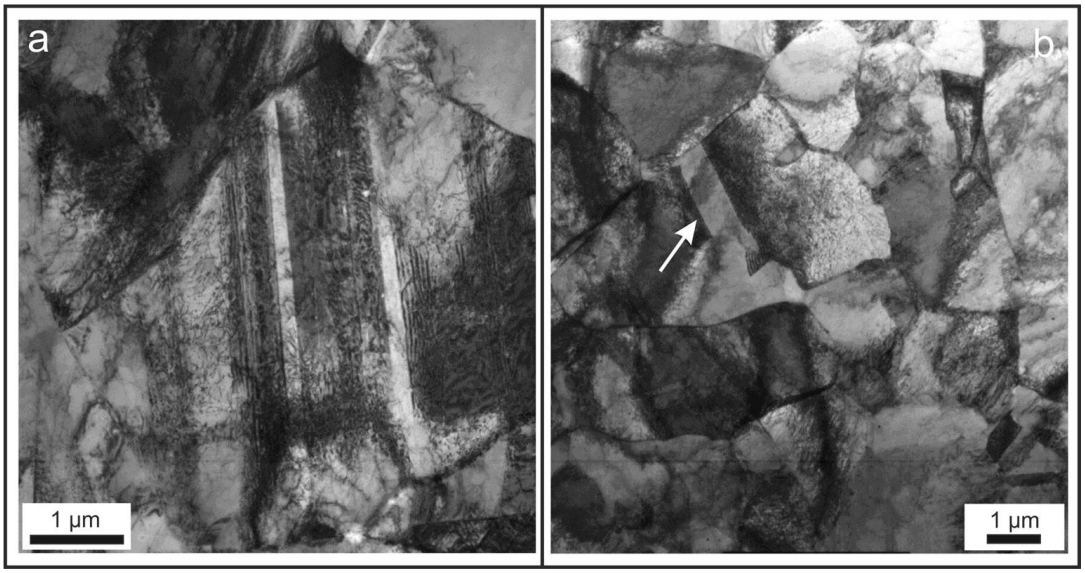


Abbildung 19: Transmissionselektronenmikroskopische Hellfeldaufnahmen des X-IP™1000 im Anlieferungszustand

Für eine Analyse der im Anlieferungszustand vorhandenen Mikrostruktur wurde eine TEM-Untersuchung an einer X-IP™1000 TWIP-Stahl Probe durchgeführt. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Abbildung 19 dargestellt. Demnach liegen im Anlieferungszustand eine relativ hohe Versetzungsdichte sowie einige Stapelfehler (Abbildung 19 a) und b)) vor. Im Allgemeinen wird in dieser Arbeit eine “hohe“ oder “niedrige“ Versetzungsdichte qualitativ aus den TEM-Aufnahmen angenommen, da eine Bestimmung der Versetzungsdichte mittels TEM sehr aufwändig ist. Zusätzlich zu der hohen Anzahl an Versetzungen konnten breite Rekristallisationszwillinge in einigen Körner detektiert werden. Beispielhaft wird dieses in Abbildung 19 b) durch einen Pfeil gekennzeichnet.

In Abbildung 20 ist eine XRD Phasenanalyse des X-IP™1000 im Anlieferungszustand, gemessen auf einer polierten Probenoberfläche, dargestellt. Neben den Intensitäten zugehörig zur austenitischen Phasen konnten keine weiteren Intensitäten detektiert werden. Somit liegt im Anlieferungszustand ein rein austenitisches Gefüge ohne martensitische Anteile vor.

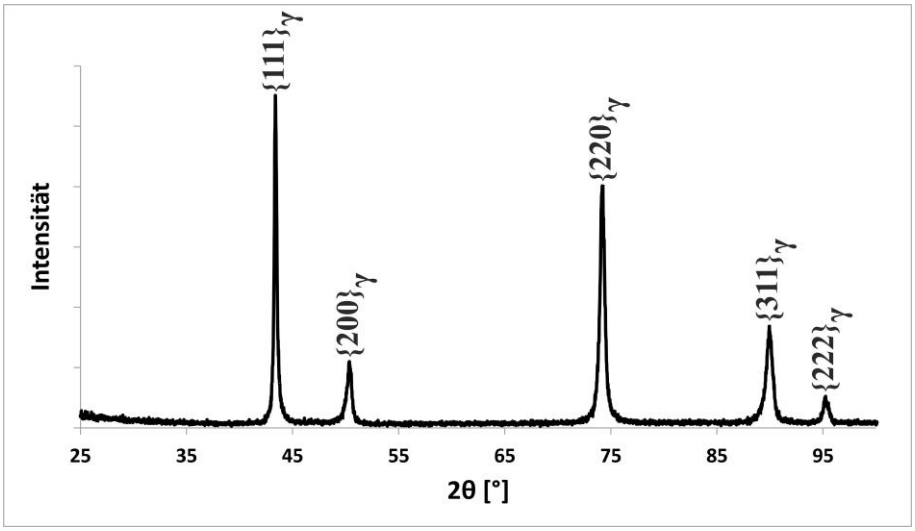


Abbildung 20: XRD Phasenanalyse des X-IP™1000 im Anlieferungszustand

3.1.2 X40MnCrAl19-2

Der hoch manganhaltige Stahl X40MnCrAl19-2 wurde von der Firma Hoesch Hohenlimburg GmbH hergestellt. Bei diesem Werkstoff handelt es sich im Gegensatz zu dem X-IP™1000 um eine Warmbandvariante. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes mit dem Hauptlegierungselement Mangan von 19 Ma.-% ist in Tabelle 3 aufgeführt. Auch hier wurde durch das Legierungskonzept ein bei Raumtemperatur stabiles austenitisches Gefüge eingestellt. Als Hauptverformungsmechanismus ist mechanisch induzierte Zwillingsbildung zu erwarten [68]. Der Stahl wurde mit einer Blechdicke von 3 mm angeliefert.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des X40MnCrAl19-2

Element	Mn	C	Al	Cr	Si	Fe
Ma.-%	19,0	0,40	1,0	2,0	0,3	Rest

In Abbildung 21 a) und b) ist eine Überlagerung der Ergebnisse der Untersuchungen des X40MnCrAl19-2 Stahls im Anlieferungszustand mittels Auflicht- und Elektronenmikroskopie dargestellt. Die Präparation der Probenoberflächen erfolgte wie zuvor für den X-IP™1000 beschrieben. Lediglich die Dauer der Ätzung wurde auf zwei Minuten verlängert. Die Farbgebung der EBSD- Analyse ist durch das Standarddreieck in Abbildung 21 definiert. Der Unterschied des X40MnCrAl19-2 zum X-IP™1000 wird schon hier durch die verschiedenen Korngrößen sichtbar. Die durchschnittliche Korngröße konnte beim X40MnCrAl19-2 durch mehrere Messungen mittels EBSD auf 20 µm gemittelt werden. Schwarze Pfeile in Abbildung 21 b) verweisen auf einige “breite“ Zwillinge. Auch hier handelt es sich um Rekristallisationszwillinge.

Weiterhin wurde mit EBSD-Analysen die im Anlieferungszustand vorliegenden Orientierungen der Körner hinsichtlich einer örtlichen Textur untersucht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 21 c) dargestellt. Wie schon zuvor bei der Charakterisierung des X-IP™1000 beschrieben wurden auch hier die Orientierungen der Körner in Walzrichtung, senkrecht zur Walzrichtung und senkrecht zur Probenoberfläche untersucht und dargestellt. Der X40MnCrAl19-2 weist im Anlieferungszustand in der (111)- Ebene keine Textur in [010]- Richtung auf. Jedoch kann eine leichte Textur der (227)- Ebene in [010]- Richtung detektiert werden. Diese Textur Analyse mittels EBSD bezieht sich jedoch nur, wie auch bei der Untersuchung des X-IP™1000, auf eine geringe Fläche. Für eine genauere Betrachtung wäre eine Untersuchung der Textur mittels XRD sinnvoll, welches im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt wurde. Aus diesem Grund findet eine weitere Betrachtung der Textur im Laufe dieser Arbeit nicht statt.

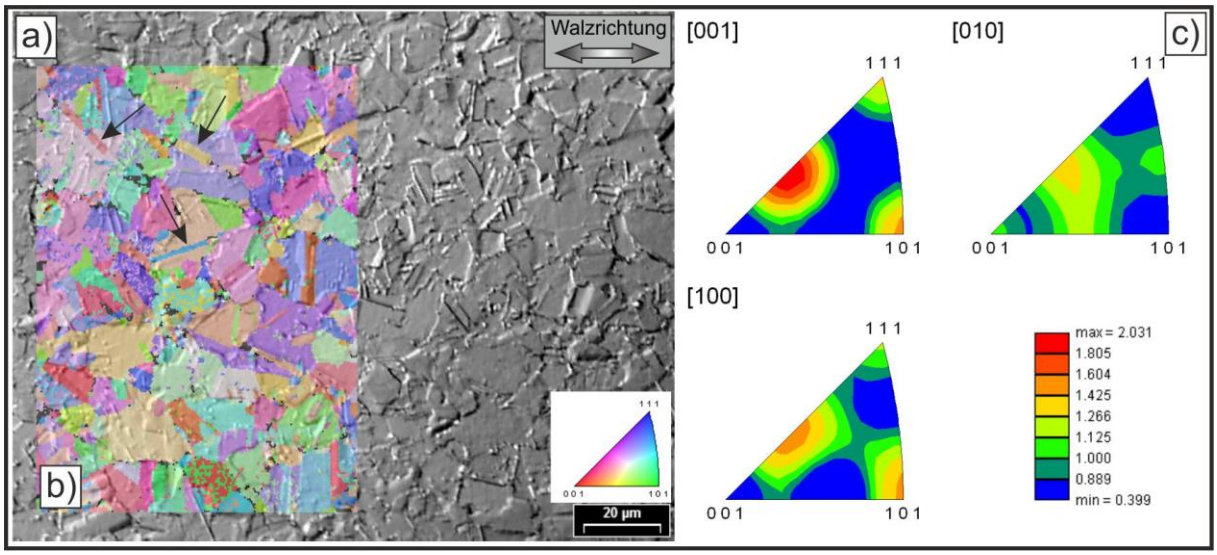


Abbildung 21: X40MnCrAl19-2 im Anlieferungszustand, a) Lichtmikroskopische Aufnahme überlagert mit einer EBSD-Analyse b), c) Mikro- Textur- Analyse (EBSD)

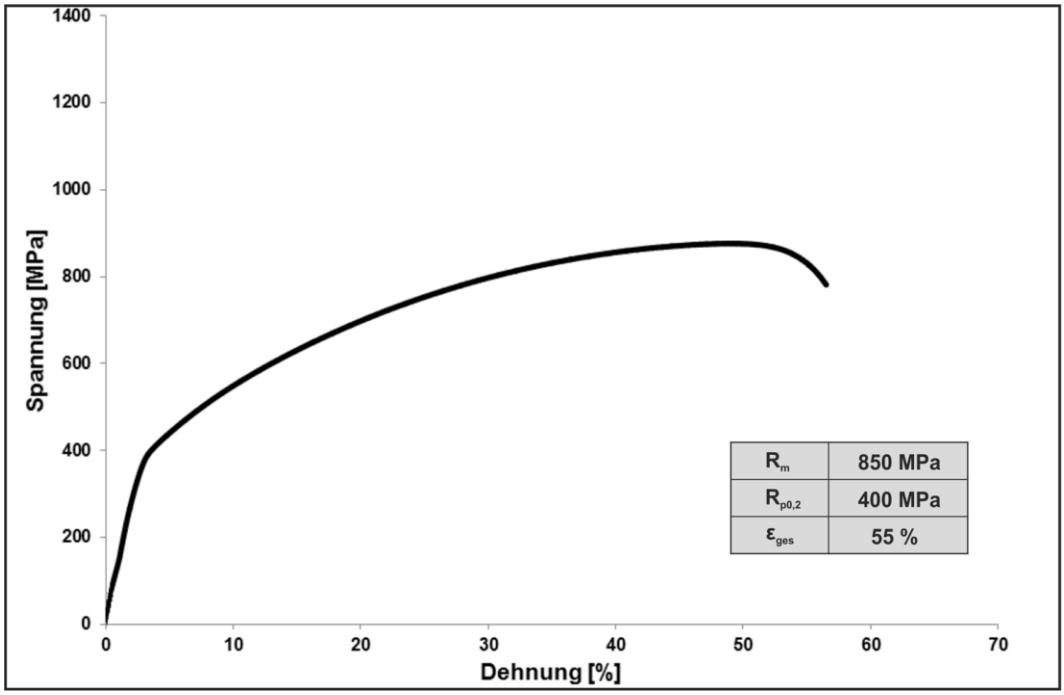


Abbildung 22: Spannungs- Dehnungs- Diagramm: mechanische Eigenschaften von X40MnCrAl19-2 im Anlieferungszustand

Auch dieser Werkstoff wurde im Anlieferungszustand auf seine mechanischen Eigenschaften durch monotone Zugversuche bei Raumtemperatur untersucht (Abbildung 22). Die 0,2%-Dehngrenze des X40MnCrAl19-2 ist mit etwa 400 MPa vergleichsweise gering. Jedoch weist auch dieser Stahl ein enormes Verfestigungspotential auf und erreicht eine Zugfestigkeit von etwa 850 MPa bei einer Bruchdehnung von etwa 55 %. Das Streckgrenzenverhältnis des X40MnCrAl19-2 ist mit 0,47 geringfügig geringer als beim X-IP™1000 (0,5).

Die Bestimmung der vorliegenden Mikrostruktur wurde weitestgehend mit TEM Untersuchungen untermauert. Abbildung 23 a) zeigt eine Hellfeldaufnahme des X40MnCrAl19-2, die an einer Probe im Anlieferungszustand aufgenommen wurde. In diesem Zustand lassen sich lediglich einige Rekristallisationszwillinge und wenige ungeordnete Versetzungen detektieren. In Abbildung 23 b) ist die zugehörige SAD- Aufnahme (selected area diffraction) dargestellt. Diese weist eindeutig zusätzliche Reflexe zu den Matrixreflexen auf, deren Anordnung auf Rekristallisationszwillinge hin deutet. Die in diesem Zustand vorhandene Mikrostruktur weist somit klar auf einen unverformten (warmgewalzten) Zustand des Stahls hin.

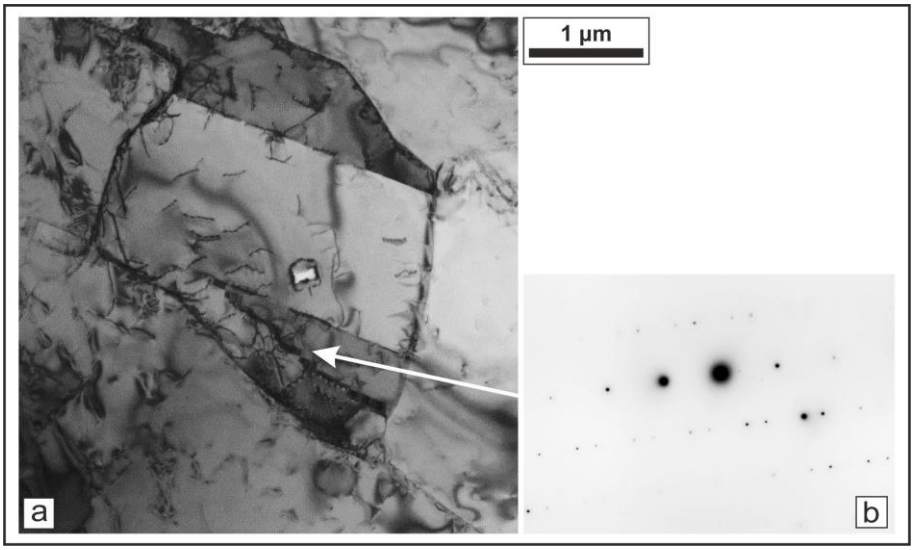


Abbildung 23: Transmissionselektronenmikroskopische Hellfeldaufnahme des X40MnCrAl19-2 im Anlieferungszustand a) mit zugehörigen Beugungsreflexen (SAD- Aufnahme) b)

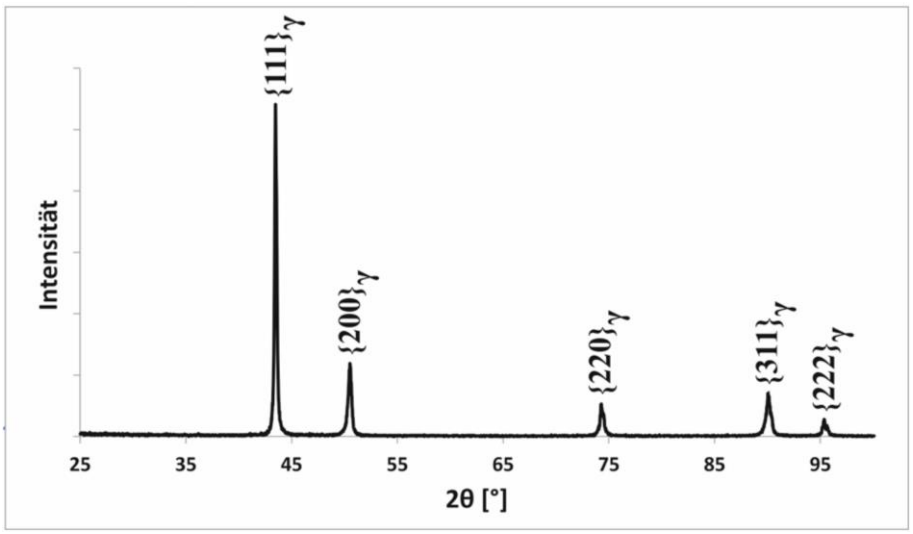


Abbildung 24: Phasenanalyse des X40MnCrAl19-2 im Anlieferungszustand

Die Analyse der im Anlieferungszustand vorliegenden Phasen ist in Abbildung 24 dargestellt. Diese wurde mit einem Röntgendiffraktometer auf einer polierten Probenoberfläche durchgeführt. Deutlich zu erkennen ist, dass neben den für die austenitische Phase charakteristischen Intensitäten keine weiteren Intensitäten im Anlieferungszustand vorhanden sind.

Einordnung der Werkstoffe

In Abbildung 25 ist der Vergleich von Bruchdehnung und Zugfestigkeit verschiedener Stahlgüten dargestellt. Die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe wurden zur direkten Einordnung der mechanischen Eigenschaften in das Diagramm eingefügt. Beide Werkstoffe können klar dem Bereich der hoch manganhaltigen TWIP- und TRIP-Stähle zugeordnet werden.

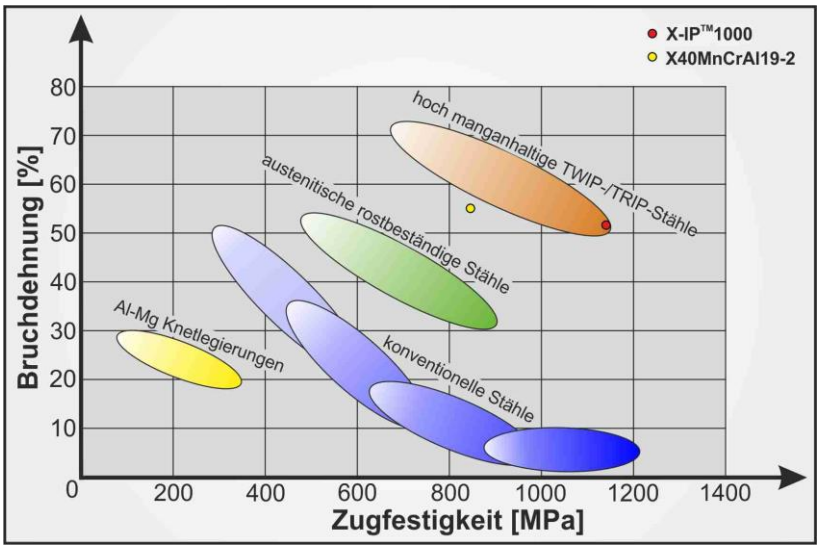


Abbildung 25: Vergleich von Bruchdehnung und Zugfestigkeit verschiedener Stahlgüten aus Abbildung 2 ergänzt um die Einordnung der Werkstoffe X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2

An dieser Stelle soll ein Vergleich der in dieser Arbeit untersuchten TWIP-Stähle mit TWIP-Stählen aus der Literatur dargestellt werden. Zhang et al. untersuchten einen warmgewalzten Fe-24Mn-0,45C-0,23Si TWIP-Stahl und verglichen diesen mit kaltgewalzten TWIP-Stählen [8]. Der warmgewalzte TWIP-Stahl erreichte im monotonen Zugversuch eine Zugfestigkeit von 1050 MPa bei einer Bruchdehnung von 60 %, wohingegen ein kaltgewalzter TWIP-Stahl (Fe-25Mn-3Al-3Si) nur eine Zugfestigkeit von 650 MPa, aber eine enorm Bruchdehnung von 95 % aufweist [69]. Die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften bei einer monotonen Belastung sind nicht allein durch den Herstellungsprozess begründet, sondern vielmehr durch die unterschiedliche Legierungszusammensetzung. Kohlenstoff hat einen wesentlich höheren Effekt auf die Mischkristallverfestigung als Silizium oder Aluminium, aus diesem Grund erreicht der warmgewalzte TWIP-Stahl eine höhere Festigkeit, jedoch eine geringere Bruchdehnung als der kaltgewalzte [8].

Auch der Südkoreanische Stahlhersteller Posco hat einen TWIP-Stahl für den Einsatz als hochfesten Leichtbauwerkstoff in der Automobilindustrie entwickelt. Kwon stellte im Jahr 2011 einen TWIP-Stahl (980TWIP) vor, der eine Zugfestigkeit von 990 MPa und eine Bruchdehnung von 63 % erreicht. Diese besonderen mechanischen Eigenschaften wurden durch eine gezielte Einstellung der Stapelfehlerenergie durch das Zulegieren von Aluminium und der damit resultierenden Zwillingsaktivität erreicht [4]. Zudem legiert Posco Aluminium hinzu, um die Wasserstoffversprödung in dem 980TWIP zu unterdrücken [70].

Die Salzgitter Flachstahl GmbH entwickelte die HSD (High Strength and Ductility) Stähle. Bei diesen Stählen handelt es sich um austenitische hoch manganhaltige Stähle, die mit Aluminium und Silizium legiert sind. Die Zugfestigkeit des HSD®600 beträgt etwa 1000 MPa bei einer Bruchdehnung von 50 % und der HSD®900 erreicht eine Zugfestigkeit von 1150 MPa jedoch eine etwas geringere Bruchdehnung von 30 %. Beide Stähle bieten durch ihre geringe Dichte (7,4 kg/dm³) hervorragendes Potential für den Einsatz im Leichtbau [71].

Die unterschiedlichen Legierungskonzepte, sowie verschiedenen Vorbehandlungen und Untersuchungsmethodiken der zuvor aufgezeigten TWIP-Stähle und deren unterschiedliche Eigenschaften, zeigen, dass eine Vergleichbarkeit nur eingeschränkt möglich ist. Aus diesem Grund lag die Motivation dieser Arbeit in der Untersuchung von nur zwei Legierungskonzepten, an denen jeweils die “gleichen“ Versuche durchgeführt wurden. Somit konnte jeweils die Rolle der jeweiligen Einflüsse bewertet werden.

3.2 Versuchsdurchführung

In diesem Kapitel soll Aufschluss darüber gegeben werden, wie die Vorbehandlungen der verschiedenen Probenzustände durchgeführt wurde. Zunächst wird die Versuchsdurchführung bei hohen Temperaturen erläutert, anschließend wird kurz auf die Versuchsführung bei Raumtemperatur (25 °C) eingegangen und abschließend die Vorbehandlung der Proben bei tiefen Temperaturen erklärt.

Verformung bei hohen Temperaturen

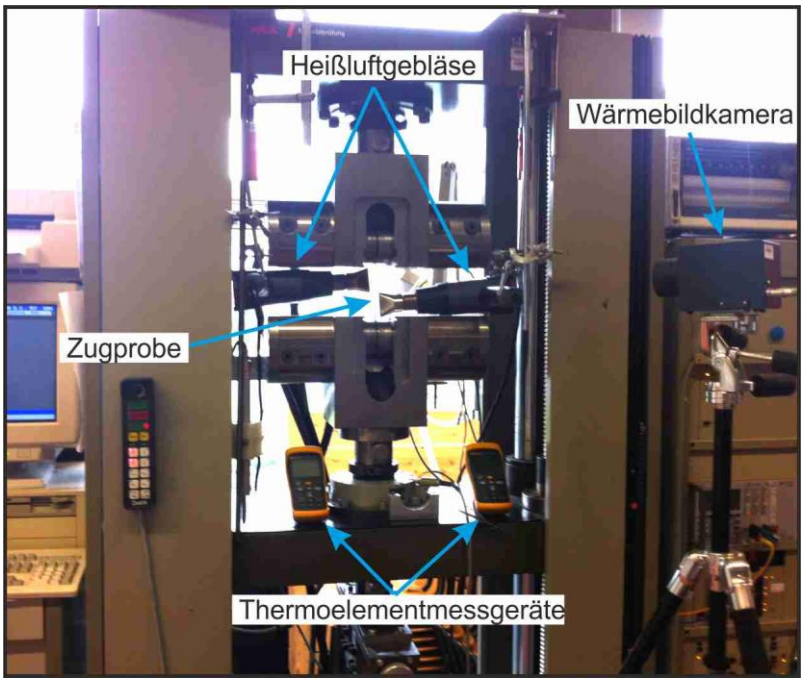


Abbildung 26: Versuchsaufbau zur Verformung bei hohen Temperaturen

Für die Vorbehandlung der Proben, die bei hohen Temperaturen verformt wurden, ist in Abbildung 26 der Versuchsaufbau dargestellt. In der Mitte der Prüfmaschine ist die Flachzugprobe (siehe Abbildung 29 a)) parallel zur Belastungsachse mit Flachspannfutter fixiert. Mit der Hilfe von zwei Heißluftgebläsen (Steinel HG2310 LCD) wurden konvektiv Temperaturen während der Verformung der Zugprobe von 200 °C und 400 °C eingestellt. Die Temperatur wurde vor der Versuchsdurchführung mit mehreren Thermoelementen, die gleichmäßig auf der Messlänge einer Testzugprobe verteilt wurden, überprüft und somit kalibriert. Die Temperatur konnte direkt über die Thermoelementmessgeräte (Fluke 52 Serie 2) abgelesen werden. Als weitere Einrichtung zur Temperaturkalibrierung diente eine Wärmebildkamera (Infratec VarioCAM hr

head). Durch diese Kombination von Thermoelementen und Wärmebildkamera konnte eine definierte Zone der Messlänge bestimmt werden, in der eine homogene Temperaturverteilung vorhanden war und auch während der Verformung konstant blieb. Die Anordnung der Heißluftgebläse, die in Abbildung 26 zu erkennen ist (versetzt zueinander), stellte sich als am besten geeignet heraus. Vor der Verformung der Zugproben wurde jeweils nach dem Einschalten der Heißluftgebläse eine bestimmte Zeit gewartet. Durch diese Wartezeit wurde sichergestellt, dass die Temperatur über die Wärmeleitung im Werkstoff homogen in der Messlänge der Zugprobe verteilt war. Die jeweiligen Wartezeiten für den X40MnCrAl19-2 und X-IP™1000 waren bedingt durch die unterschiedlichen Blechdicken verschieden und lagen im Falle des X40MnCrAl19-2 bei 10 min und im Falle des X-IP™1000 bei 7 min. Nach der Wartezeit konnten die Verformungen, d. h. definierte Grade an Zugverformung, bei den jeweiligen Temperaturen gezielt eingestellt werden. Die Bestimmung der Dehnung in der Messlänge der Zugprobe nach der Verformung erfolgte durch das Ausmessen von Markierungslinien, die vor der Verformung der Probe auf die Messlänge aufgebracht wurden. Die Verwendung eines Extensometers war bei dieser Versuchsführung nicht möglich, da zum einen die konvektive Wärmeübertragung gestört und zum anderen Dehnungen bis zu 45 % mit den vorhandenen Extensometern nicht aufgezeichnet werden konnten.

Verformung bei Raumtemperatur

Für die Verformung der Zugproben bei Raumtemperatur waren keine besonderen Aspekte zu beachten. Auch hier wurde, wie zuvor bei hohen Verformungstemperaturen, zur Ermittlung der Dehnungen auf ein Extensometer verzichtet und die Dehnungen nach der Verformung mit der Hilfe von Markierungslinien ermittelt.

Verformung bei tiefen Temperaturen

Die Vorverformung der beiden TWIP-Stähle bei tiefen Temperaturen wurde mit einem speziellen Versuchsaufbau durchgeführt. In Abbildung 27 ist die ZWICK Prüfmaschine zu sehen, in der eine Flachzugprobe zusammen mit einem Kühlmittelbehälter eingespannt ist. Der Kühlmittelbehälter wurde dazu an der unteren Seite aufgefräst, so dass die Köpfe der Flachzugproben durchgeführt werden konnten. Als Probengeometrie war eine modifizierte Flachzugprobe notwendig. Im Abschnitt “Probengeometrie für die Vorverformung“ ist die Sonderform für die

Verformung bei tiefen Temperaturen dargestellt. Diese Flachzugprobe wird mit einem verlängerten Probenkopf versehen, welcher im Kühlmittelbehälter nach oben ausgerichtet war. Die modifizierte Probengeometrie war notwendig, da eine Verformung der Flachzugprobe eine hohe Längenänderung Δl verursacht. Die Flachzugprobe war in der unteren Durchführung des Kühlmittelbehälters befestigt und abgedichtet, dadurch vollzog sich die Längenänderung der Probe in Richtung der Oberseite des Kühlmittelbehälters und die Messlänge der Flachzugprobe wanderte stetig aus dem Kühlmedium heraus. Durch dieses Herauswandern entstand in der Messlänge ein Übergang von tiefen Temperaturen im Kühlmedium zu weniger tiefen Temperaturen oberhalb des Kühlmediums. Wie in folgenden Kapiteln dargestellt werden wird, sind durch diese Temperaturunterschiede unterschiedliche Verformungsmechanismen im TWIP-Stahl aktiv, wobei der bei tiefen Temperaturen vorliegende Verformungsmechanismus zu höheren Festigkeiten führt als der bei weniger tiefen Temperaturen. Es resultiert der Effekt, dass die Flachzugproben anschließend bei weiterer Verformung nur noch im weniger festen Bereich deformieren, dort einschnüren und versagen. Durch die Verlängerung der Probenköpfe wird dieses Verhalten beseitigt. Bedingt durch den größeren Querschnitt im Vergleich zum Querschnitt der Messlänge, können höhere Belastungen ertragen werden. Durch dieses Vorgehen war sichergestellt, dass die Messlänge sich stetig im Kühlmedium befand und damit konstant auf der gewünschten Temperatur gehalten wurde.

Als Kühlmedium wurde zum einen flüssiger Stickstoff (LN_2) verwendet. Dieser besitzt unter Normaldruck eine Temperatur von -196 °C. Der Einbau der Flachzugprobe mit dem Kühlmittelbehälter in die ZWICK Prüfmaschine wurde in Kraftregelung durchgeführt. Somit war sichergestellt, dass die Probe durch die Relativ-Bewegung der Spannbacken keine Belastung erfuhr. Des Weiteren wurde durch die Regelung der Prüfmaschine während der anfänglichen Kühlung und damit verbundenen thermischen Dehnung der Flachzugproben die Kraft auf null gehalten. Da beim Füllen des flüssigen Stickstoffs in den “warmen“ Kühlmittelbehälter der Stickstoff sofort durch den Temperaturunterschied anfängt zu sieden, musste eine gewisse Zeit gewartet werden, bis die Probe heruntergekühlt ist. Die Temperaturkalibrierung wurde mit einer Testzugprobe, die mit Thermoelemente des Typ K versehen war, durchgeführt.

Als weitere Temperatur unterhalb von RT wurde -100 °C gewählt. Diese Temperatur wurde gewählt, da diese sich zwischen den bisherigen Versuchstemperaturen (Raumtemperatur und -196 °C) befindet. Um -100 °C zu erreichen wurde gekühlter Ethanol verwendet. Ethanol geht bei -114 °C in den festen Zustand über. Dadurch konnte das weiterhin flüssige Ethanol mit der Hilfe von flüssigem Stickstoff in einem weiteren Behälter auf eine Temperatur von -100 °C gekühlt werden. Anschließend konnte das gekühlte Ethanol in den Kühlmittelbehälter gefüllt

werden, bis der Behälter bis knapp unterhalb des Randes gefüllt war. Zudem wurde erstarrtes Ethanol in gewissen Mengen zugegeben, sodass die Temperatur während des Versuches konstant gehalten werden konnte. Auch hier war es notwendig eine gewisse Zeit zu warten, bis die Probe insgesamt konstant auf -100 °C gekühlt war. Das Volumen des Kühlmittelbehälters war groß genug, um eine Erwärmung des Kühlmittels während der "kurzen" Zeit zur Verformung der Proben zu verhindern. Überprüft wurde die Kühlmitteltemperatur während der Verformung mit einem im Behälter angebrachtem Thermoelement.

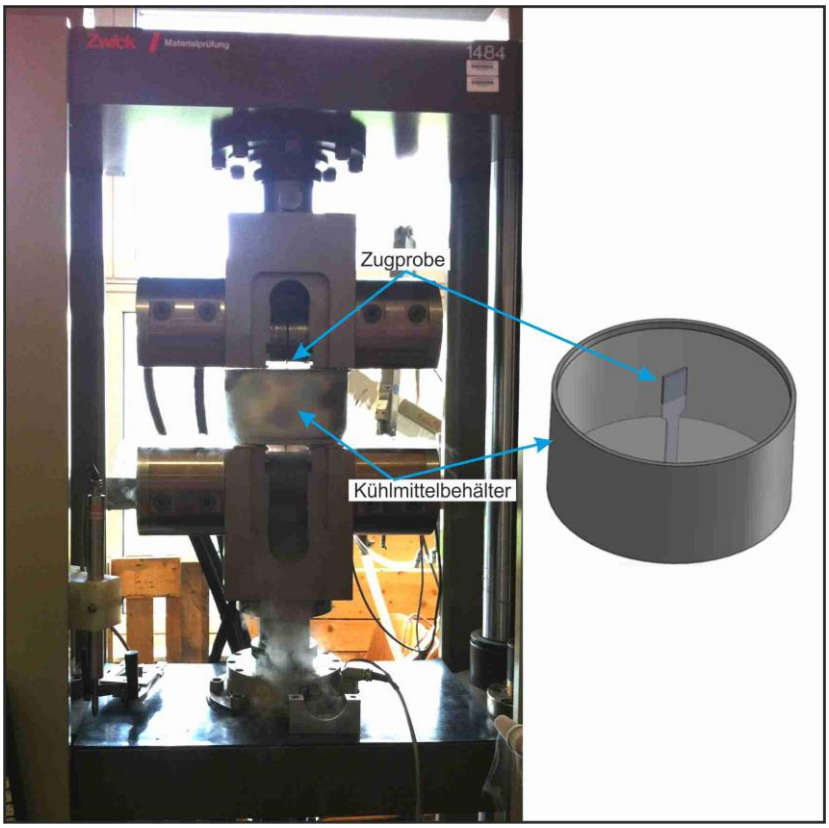


Abbildung 27: Versuchsaufbau zur Verformung bei tiefen Temperaturen

Versuchsablauf

Abbildung 28 zeigt eine schematische Darstellung des Versuchsablaufes bei verschiedenen Versuchstemperaturen. Die Veränderung der Temperatur über die Versuchszeit sowie die Änderung der Dehnung über die Zeit werden gegenüber gestellt. Zu erkennen ist, dass je nach Versuchstemperatur eine gewisse Zeit erwärmt bzw. gekühlt und anschließend die Temperatur konstant gehalten wurde. Die Verformung zum jeweils gewünschten ε_{ges} wurde nach dem Erreichen der Versuchstemperaturen durchgeführt.

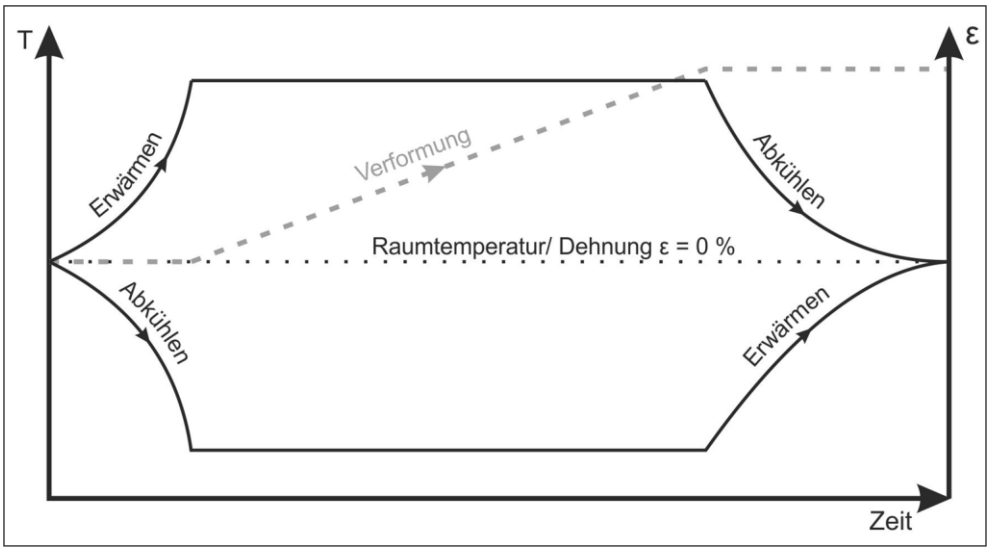


Abbildung 28: Temperatur- Dehnung- Zeit- Verlauf bei der Vorverformung

Durchführung der Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsversuche im low cycle fatigue- Bereich (LCF) wurden in Gesamtdehnungsregelung mit einer konstanten Dehnrate von $6 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ durchgeführt. Als Prüfmaschine wurde eine MTS 858 verwendet. Die zyklische Belastung der Ermüdungsproben erfolgte jeweils bei Raumtemperatur. Um den Einfluss von Biegemomenten zu vermeiden, wurden die Proben mithilfe einer Einspannvorrichtung in Zugrichtung ausgerichtet in die Prüfmaschine eingespannt. Als Gesamtdehnungsamplituden wurden Werte von 0,23 % bis 0,6 % ausgewählt. Zur Bestimmung der Dehnung wurde ein Miniaturextensometer mit einer Messbasis von 3 mm und einem Messbereich von +/- 8 % verwendet.

Versuchsplan/ Übersicht der einzelnen Zustände

In Tabelle 4 sind die einzelnen Zustände, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurden, zusammenfassend dargestellt. In der Tabelle sind die Vorbehandlungsparameter des X-IP™1000 und des X40MnCrAl19-2 aufgetragen. Zu jeder Vorbehandlungstemperatur sind die jeweiligen Verformungsgrade entsprechend der zuvor in einachsigen Zugversuchen ermittelten Dehnungswerte gewählt zugeordnet, wobei jeweils pro Vorbehandlungstemperatur ein hoher sowie ein mittlerer Verformungsgrad eingestellt wurde. Durch dieses Vorgehen konnte der Einfluss der

Vorbehandlungstemperatur sowie der Grad der Verformung untersucht werden. Die maximale Verformung der einzelnen Zustände wurde nicht auf einen Wert fixiert, sondern auf die bei der jeweiligen Verformungstemperatur erreichbare hohe Dehnung gesetzt. Aus diesem Grund und um den Lesefluss zu erleichtern wird im Folgenden von “hoher“ und “mittlerer“ Verformung bei den jeweiligen Verformungstemperaturen gesprochen. Der Begriff “hoch“ implementiert, dass ein Wert nahe der jeweiligen Bruchdehnung gewählt wurde, “mittel“ entsprechend bei Zugverformungsgraden zwischen einer Dehnung von 0 % und der Bruchdehnung.

Tabelle 4: Übersicht der einzelnen Probenzustände

Werkstoff	Temperatur bei der Verformung [°C]	Verformung [%]
X-IP™1000	400	35
	400	20
	200	45
	200	20
	25	35
	25	20
	25	0
	-196	25
	-196	15
	-100	25
	-100	15
X40MnCrAl19-2	400	35
	400	20
	200	45
	200	20
	25	50
	25	25
	25	0
	-196	45
	-196	20
	-100	45
	-100	20

3.3 Probengeometrien

Für die monoton und zyklisch durchgeführten Versuche wurden aus den vorliegenden Halbzeugen mittels Drahterosion verschiedene Probengeometrien gefertigt. Die Entnahme der Proben wurde jeweils in Walzrichtung der Halbzeuge durchgeführt.

Probengeometrie für die Vorverformung

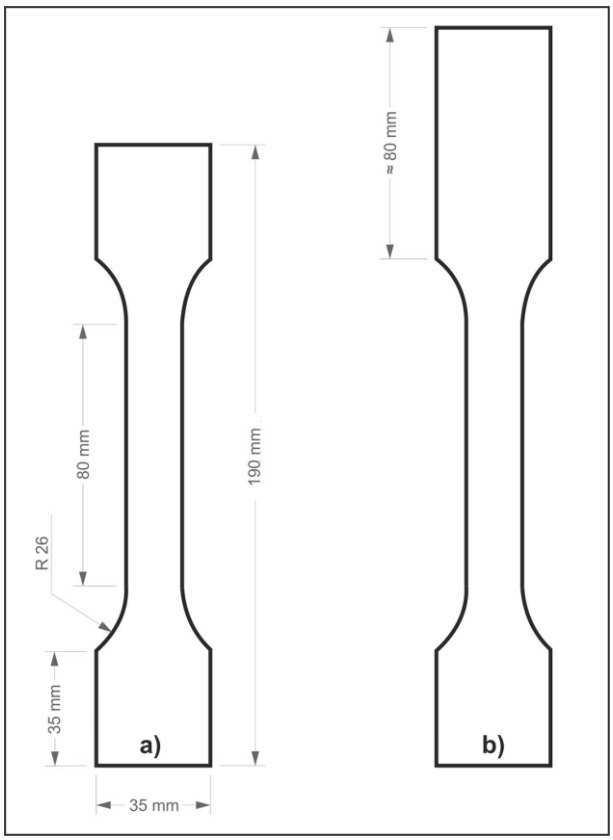


Abbildung 29: Probengeometrie der großen Flachzugproben für Vorbehandlungen bei a) Raumtemperatur und hohen Temperaturen, b) bei tiefen Temperaturen

Für die Vorverformung bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen wurden zunächst große Flachzugproben aus den angelieferten Blechen mittels Drahterosion nach der Geometrie gemäß Abbildung 29 a) entnommen. Diese Probengeometrie stellte sich als sehr gut für eine Vorverformung der Anlieferungszustände der TWIP-Stähle heraus, da diese einen großen Querschnitt für die spätere Entnahme von mehreren kleinen Proben bietet. Des Weiteren konnte davon ausgegangen werden, dass durch die hohe Gleichmaßdehnung die Messlängen der Proben nach den Zugversuchen homogen verformt waren.

Versuchsbedingt sind die Probenköpfe der großen Flachzugprobe für die Vorbehandlung bei tiefen Temperaturen (Abbildung 29 b)) nicht gleichartig aufgebaut. Durch diese Probengeometrie wird ein herauswandern der Messlänge aus dem Kühlmedium während der Vorverformung verhindert. Eine genauere Erläuterung ist in Abschnitt 3.2 “Versuchsdurchführung“ angeführt.

Nach der Vorbehandlung der großen Flachzugproben auf verschieden hohe Verformungsgrade bei unterschiedlichen Temperaturen wurden kleine Proben für die folgenden monotonen und zyklischen Versuche aus der homogen verformten Messlänge erodiert (siehe Abbildung 30). Die Proben wurden jeweils so entnommen, dass die Walzrichtung der Bleche mit der späteren Belastungsrichtung übereinstimmte. Der Vorteil der Probenentnahme mithilfe des Drahterodierens liegt zum einem bei der hohen Maßgenauigkeit und zum anderen werden die Proben kaum mechanisch und thermisch beeinflusst. Somit kann der mikrostrukturelle Zustand nach der Vorverformung gehalten und weiterhin untersucht werden.

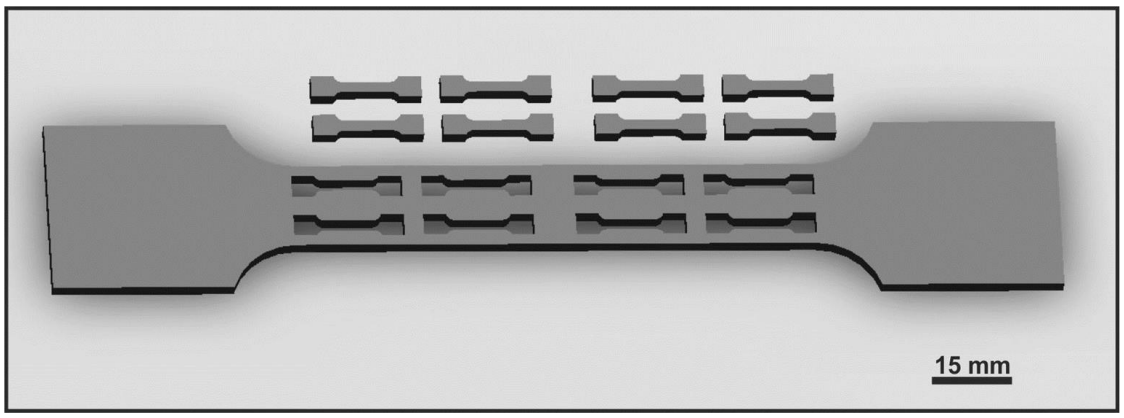


Abbildung 30: Schematische Darstellung der Entnahme der Proben aus einer vorbehandelten großen Flachzugprobe

<u>Probengeometrie/ -präparation für die monotonen und zyklischen Versuche</u>

In Abbildung 31 ist die Probengeometrie dargestellt, die für die monotonen und Ermüdungsversuche verwendet wurde. Wie zuvor beschrieben, wurden die kleinen sogenannten “Hundeknochen“- Proben mithilfe der Drahterosion aus dem gleichmäßig vorbehandelten Bereich einer großen Flachzugprobe herausgeschnitten (Abbildung 30). Der Messbereich einer “Hundeknochen“- Proben ist $8 \cdot 3 \cdot x\ mm^3$ groß, wobei die Dicke x der Probe abhängig vom verwendeten Werkstoff und der Vorbehandlung der großen Flachzugproben ist. Um den Ein-

fluss von Kerben an der Probenoberfläche zu minimieren, wurden die Proben anschließend mechanisch mit Siliziumkarbid-Nassschleifpapier bis zu einer Körnung von 4000 (5 µm) stufenweise präpariert.

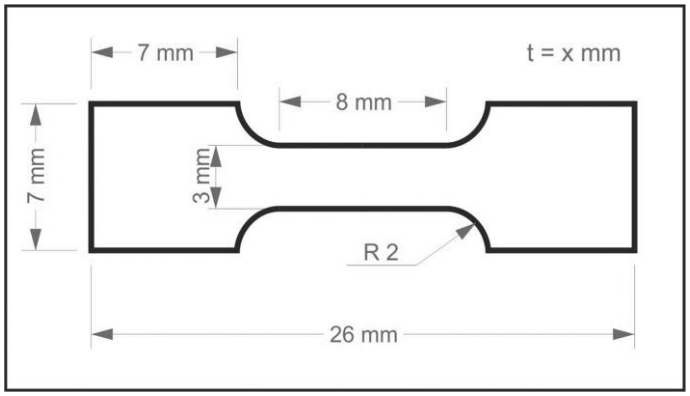


Abbildung 31: Abmaße einer kleinen "Hundeknochen"- Probe

3.4 Prüfsysteme und Mikroskopie

Für die Vorbehandlung der Proben und Untersuchung der mechanischen sowie zyklischen Eigenschaften der TWIP-Stähle wurden verschiedene Prüfsysteme verwendet. Des Weiteren wurden verschiedene Systeme für mikroskopische und kristallographische Charakterisierungen der verschiedenen Probenzustände hinzugezogen. Die dazu verwendeten Systeme werden im Folgenden Abschnitt kurz aufgeführt, die jeweiligen Funktionsprinzipien werden zumeist als bekannt vorausgesetzt.

Prüfsysteme

Elektromechanisches Prüfsystem

Die Vorverformung der großen Flachzugproben wurde in einer elektromechanischen Universalprüfmaschine vom Typ Zwick 1484 durchgeführt. Die Verformungen wurden jeweils in Wegregelung mit einer Abzugsrate von 2 mm/min^{-1} vorgenommen. Die Dehnung in der Messlänge wurde anhand einer Differenzänderung von zuvor aufgebrachten Markierungen auf der Oberfläche ermittelt. Bedingt durch die hohe maximale Prüfkraft von +/- 200 kN sowie das Probenspannkonzept, welches auf Flachspannfuttern mit einem hohem Spanndruck basiert, kam diese Prüfmaschine zum Einsatz. Ebenso konnten die verschiedenen Versuchsaufbauten,

die im Abschnitt 3.2 “Versuchsdurchführung“ näher erläutert sind, durch den großen Arbeitsraum, den die Prüfmaschine bietet, gut umgesetzt werden.

Servohydraulisches Prüfsystem

Für die Bestimmung der monotonen und zyklischen Eigenschaften der gezielt eingestellten verschiedenen Probenzustände wurde eine servohydraulische Prüfmaschine vom Typ MTS 858 mit einer maximalen Prüfkraft von +/- 15 kN eingesetzt. Die Zugversuche und Ermüdungsversuche nach den Vorbehandlungen der Proben wurden bei Raumtemperatur und Laborluft durchgeführt. Lediglich für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften bei verschiedenen Umgebungstemperaturen wurde eine weitere servohydraulische Prüfmaschine vom Typ MTS 810, die eine maximale Prüfkraft von 100 kN aufweist, verwendet. Die Abzugsrate betrug bei allen Zugversuchen jeweils 2 mm/min.

Härtemessungen

Die Härtemessungen wurden mittels eines Mikrohärteprüfers im Vickers-Verfahren durchgeführt. Dazu wurden die zu untersuchenden Proben metallographisch präpariert und jeweils Messungen entlang des Querschnittes, von der Mitte der Probe bis hin zum Rand, durchgeführt. Durch dieses Vorgehen konnten eventuelle Abweichungen der Härte im Querschnitte der Probe detektiert werden und somit eine qualitative Überprüfung der Vorbehandlung erfolgen.

Feritscope

Der verformungsinduzierte Martensit in den verschiedenen Probenzuständen wurde mittels magnetinduktivem Verfahren bestimmt. Dazu wurde das FERITSCOPE FMP30 der Firma Fischer® verwendet. Bei der Messung wird die Messsonde auf die zu untersuchende Probe aufgesetzt. Die Messsonde selbst besitzt eine Erreger- und eine Messspule, welche in der Probe ein magnetisches Wechselfeld aufbauen und auswerten. Dadurch ist eine Messung der relativen Permeabilität möglich und der Gehalt an ferromagnetischen Phasen des Eisens kann bestimmt werden. Die Permeabilität selbst ist abhängig von den in der Probe enthaltenden magnetischen Phasen. Bei der Messung sind verschiedene Einflüsse wie zum Beispiel die Ausrichtung des Sondenkopfes zur Probenoberfläche und die Messtemperatur zu berücksichtigen. Durch Kalibrierkurven des Geräteherstellers können diese Einflüsse korrigiert werden. Des Weiteren gibt es verschiedene Einflussgrößen wie z. b. die Krümmung des Messobjektes, den Randabstand

der Messstelle, die Dicke des Messobjektes und die Oberflächenrauhigkeit, die das Messergebnis beeinflussen können [72]. Um den Einfluss der Oberflächenrauhigkeit zu minimieren wurden die jeweilig zu messenden Probenoberflächen zunächst poliert. Die Einflussgrößen bei Ferritgehalten < 10 % sind jedoch sehr gering [72]. Die Messtemperatur des FERITSCOPE ist auf < 60 °C begrenzt, aus diesem Grund wurden die einzelnen Messungen bei Raumtemperatur durchgeführt. Das FERITSCOPE wurde vor den Messungen mit δ-Ferrit Kalibriernormalen abgeglichen. Des Weiteren hat das FERITSCOPE die Möglichkeit den δ-Ferritgehalt oder den α´-Martensitgehalt anzuzeigen. Für die Umrechnung des gemessenen δ-Ferritgehaltes in den α´-Martensitgehalt gilt: $c_{\alpha´Martensit} = 1{,}7 \cdot \delta - Ferritgehalt$ [73].

Mikroskopie

Auflichtmikroskopie

Für lichtmikroskopische Aufnahmen kam ein Mikroskop von Zeiss des Typs Axiophot, ausgestattet mit einer CCD- Kamera, zum Einsatz. Die Auflichtmikroskopie wurde in dieser Arbeit hauptsächlich zur Beurteilung der Probenoberflächen verwendet. Dazu wurden zur Kontraststeigerung ausgewählte Probenoberflächen metallographisch präpariert und mit einer V2A-Beize geätzt.

Elektronenmikroskopie:

- ***Transmissionselektronenmikroskopie***

Für die Charakterisierung der Mikrostrukturentwicklung der verschiedenen Probenzustände hinsichtlich der vorliegenden Verformungsmechanismen und eventuellen Interaktionen wurden transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen an ausgewählten Proben durchgeführt. Die Folien wurden dafür aus den jeweils relevanten Bereichen der zu untersuchenden Proben präpariert. In der vorliegenden Arbeit wurde ein Transmissionselektronenmikroskop (TEM) CM200/STEM der Firma Philips verwendet. Das TEM hat eine maximale Beschleunigungsspannung von 200 kV und erreicht eine maximale Vergrößerung von bis zu 1.000.000. Als Probenhalter wurde ein Doppelkipphalter verwendet.

Das TEM ermöglicht eine direkte Abbildung der Mikrostruktur bei sehr hohen Vergrößerungen bzw. Auflösungen. Das TEM gehört zur Durchstrahlungs-Elektronenmikroskopie und bietet dadurch im Gegensatz zur konventionellen Lichtmikroskopie ein tausendfach höheres Auflösungsvermögen [74, 75, 76]. Ein wesentlicher Nachteil bei der Anwendung des TEM ist die

aufwändige Präparation von der Probe bis hin zur durchstrahlbaren Folie. Zudem ist der zu untersuchende Bereich einer Probe, der "durchstrahlbar" ist, sehr klein.

Wie schon zuvor erwähnt ist die Präparation der Probe bis hin zu einer Folie mit einem gut und möglichst großen durchstrahlbaren Bereich sehr aufwändig. Bei der Präparation wurde zunächst ein Plättchen mechanisch auf etwa 70 – 90 µm geschliffen und anschließend mit einem Twin-Jet Elektropolier-Apparat TenuPol-5 der Firma Streurs elektrolytisch weiter gedünnt. Als Elektrolyt wurde eine 5 %ige Perchlorsäure verwendet. Die Qualität des Dünn-Prozesses hängt von der Flussrate, der Spannung V, der Probendicke vor dem Dünnen, der Temperatur des Elektrolyten und der Konzentration des Elektrolyten ab.

- ***Rasterelektronenmikroskopie***

Für die Untersuchung der kristallographischen Eigenschaften der verschiedenen Zustände und hochauflösende Untersuchung der Probenoberflächen wurde in dieser Arbeit das Rasterelektronenmikroskop (REM) XL40 ESEM der Firma Philips verwendet. Das REM wurde mit einer Wolframkathode bei 20 kV betrieben. Für die Ermittlung einer quantitativen Verteilung der Korngrößen und örtlichen Textur an den Probenoberflächen verfügt das REM über eine Electron Backscatter Diffraction- Einheit (EBSD, EDAX-TSL). Bei diesem Verfahren wird die Probenoberfläche in einem Winkel von 70 ° unter dem einfallenden Primärelektronenstrahl positioniert. Die rückgestreuten und an den Gitterebenen gebeugten Elektronen (Bragg´sche Beugung) liefern beim Auftreffen auf den Phosphorschirm das charakteristische Beugungsmuster (Kikuchi-Pattern). Durch eine digitale Auswertung der Kikuchi-Pattern mittels einer Software können somit einzelne Gitterorientierungen von Messpunkt zu Messpunkt zugeordnet werden. Um eine möglichst hohe Qualität einer EBSD- Analyse zu erhalten, wurden die Probenoberflächen zuvor elektrolytisch präpariert. Dadurch wurde eine ebene und verformungsfreie Probenoberfläche erzielt und optimale Bedingungen für Beugung geschaffen.

Röntgendiffraktometer

Vor und nach den verschiedenen Vorbehandlungen des Werkstoffes wurden Untersuchungen mittels des zur Verfügung stehenden Röntgendiffraktometers X´pert Pro der Firma Philips durchgeführt. Dieses System ist mit einer Kupfer Feinstruktur-Röntgenröhre und einer offenen Eulerwiege sowie einem einfachem Halter ausgestattet. Im Vordergrund der Untersuchung

stand die Detektion der vorliegenden Phasenanteile bedingt durch die verschiedenen Vorbehandlungen der Proben. Dazu wurden die Oberflächen der Proben jeweils mit 4000er Schleifpapier präpariert. Die Beschleunigungsspannung des Röntgendiffraktometers lag bei 40 kV bei einem Kathodenstrom vom 50 µA.

4 Ergebnisse

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung der Ergebnisse, die aus der Untersuchung der beiden TWIP-Stähle gewonnen werden konnten. Die Gliederung des Kapitels erfolgt in Abschnitte, in denen die monotonen Eigenschaften der Stähle während der Vorbehandlung sowie nach der Vorbehandlung aufgezeigt und mit der Mikrostruktur korreliert werden. Als weiterer Abschnitt gliedern sich die Ergebnisse der Untersuchung der Eigenschaften einer zyklischen Belastung an, welche auch die mikrostrukturellen Betrachtungen mit einbeziehen.

4.1 Charakterisierung der monotonen mechanischen Eigenschaften

4.1.1 Einfluss der Temperatur bei einer monotonen Verformung

In diesem Abschnitt werden die mechanischen Eigenschaften des X-IP™1000 und XMn-CrAl19-2 aufgezeigt, die bei einer monotonen Verformung bei verschiedenen Temperaturen ermittelt wurden.

X-IP™1000

In Abbildung 32 sind die monotonen Spannungs-Dehnungs-Kurven bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Die einzelnen Proben wurden bei den Temperaturen 200 °C, 400 °C, -100 °C, -196 °C und 25 °C bis zum Bruch belastet. Die mechanischen Eigenschaften des TWIP-Stahls X-IP™1000 bei einer Verformung bei Raumtemperatur wurden schon zuvor im Abschnitt 3.1.1 erläutert. Diese Daten dienen einem direkten Vergleich mit den mechanischen Eigenschaften bei hohen und tiefen Temperaturen. Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abbildung 32) werden die Unterschiede der mechanischen Eigenschaften bedingt durch den Einfluss der Temperatur sichtbar. Im Allgemeinen erreicht der X-IP™1000 bei tiefen Temperaturen eine höhere Festigkeit als er bei einer Verformung bei 25 °C zeigt. Besonders bei einer Temperatur von -196 °C während der Verformung wird eine fast doppelt so hohe Streckgrenze ($R_{p0,2}$ = 1000 MPa) erreicht. Anschließend verfestigt der Werkstoff stark bis zu einer Zugfestigkeit von 1660 MPa, bricht dann jedoch beim Erreichen der Zugfestigkeit mit einer Bruchdehnung von ca. 42 %. Bei einer Verformungstemperatur von -100 °C liegen die erreichbaren Werte niedriger, die Streckgrenze ($R_{p0,2}$ = 760 MPa) sowie die Zugfestigkeit (R_m = 1310 MPa) liegen jedoch wesentlich höher als bei einer Verformung bei Raumtemperatur. Die erreichte

Bruchdehnung ist mit 48 % annähernd gleichwertig. In Übereinstimmung mit Untersuchungen von Gräßel [14] werden ebenfalls steigende Festigkeiten bei sinkenden Temperaturen beobachtet. Gräßel gibt als Ursache für die Entwicklung der Festigkeit sowie der Bruchdehnung mit einer bei tiefen Temperaturen auftretenden martensitischen Phasenumwandlung von γ-Austenit zu ε-Martensit bei gemäßigten tiefen Temperaturen an. Sinken die Temperaturen weiter, tritt eine weitere martensitische Phasenumwandlung auf (γ-Austenit zu α´-Martensit). Die Ergebnisse der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Verformung bei verschiedenen Temperaturen werden für den X-IP™1000 im Abschnitt 4.1.3 durch TEM-Analysen näher betrachtet.

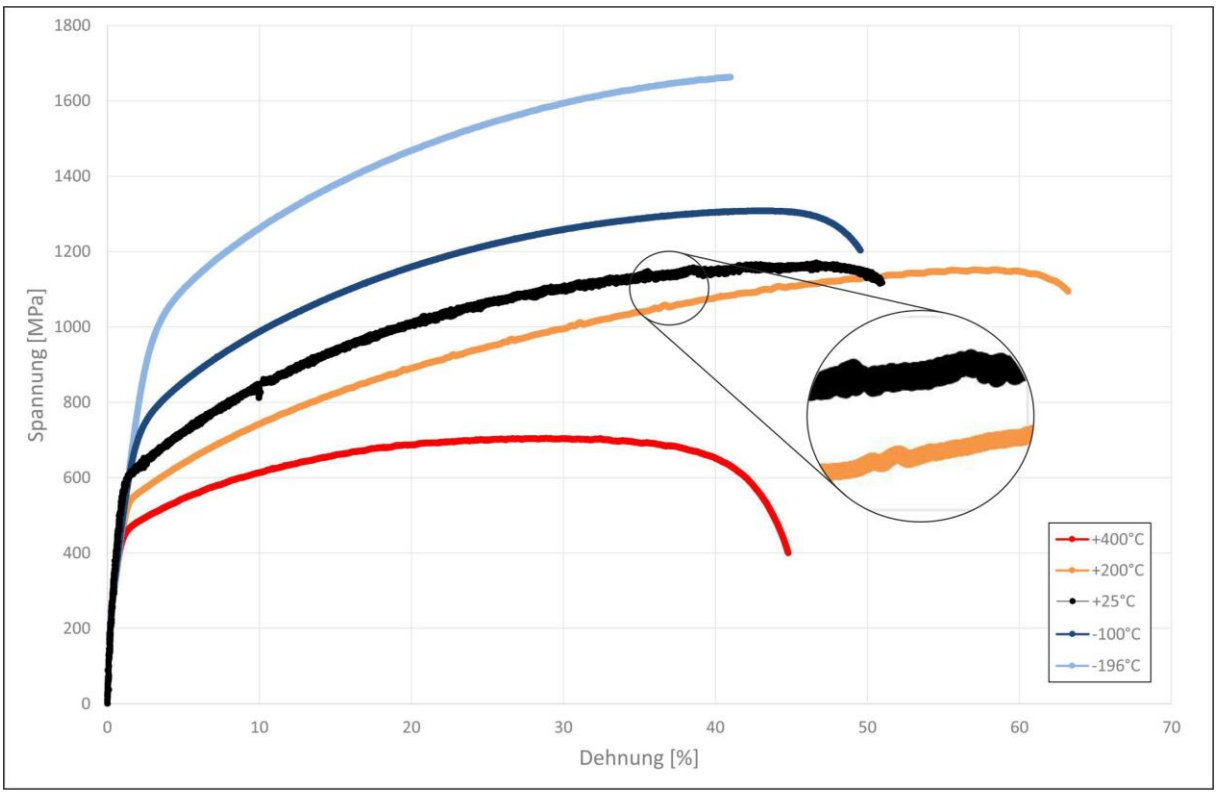


Abbildung 32: Spannungs-Dehnungs-Diagramm: mechanische Eigenschaften des X-IP™1000 bei hohen bis tiefen Verformungstemperaturen

Wird der Werkstoff bei einer Temperatur von 200 °C verformt, so erreicht dieser mit 1150 MPa annähernd die gleiche Zugfestigkeit wie bei einer Verformung bei 25 °C. Die Streckgrenze liegt mit 550 MPa ebenfalls etwas tiefer, jedoch wird bei dieser Temperatur eine Bruchdehnung von 63 % erreicht. Wird die Temperatur weiter erhöht auf 400 °C nimmt die Zugfestigkeit stark auf 700 MPa und die Streckgrenze auf 450 MPa ab. Auch die Steigung zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit, die die Verfestigungsrate kennzeichnet, ist im Vergleich zu den anderen Zuständen flach. Dieses Verhalten von TWIP-Stählen bei einer Verformung bei hohen Temperaturen

wurde in der Literatur von verschiedenen Autoren für andere TWIP-Güten diskutiert [11, 77, 78, 79]. Die Änderung der mechanischen Eigenschaften ist auf den zugrundeliegenden Verformungsmechanismus bei hohen Temperaturen zurückzuführen. Bei steigenden Temperaturen nimmt die Verfestigung durch Zwillingsbildung ab und als Verformungsmechanismus ist allein Versetzungsgleiten aktiv [11, 14].

Bei einer Betrachtung des Kurvenverlaufes durch eine vergrößerte Darstellung eines Teilbereiches in Abbildung 32 der bei 25 °C und bei 200 °C verformten Proben lässt sich ein unruhiger Spannungs-Dehnungs-Verlauf bei der Verformung erkennen. Dieser Effekt ist bei TWIP-Stählen bekannt und wird als dynamische Reckalterung oder auch Portevin-LeChatelier (PLC) Effekt bezeichnet [69, 80, 81, 82]. Bei diesem Effekt kommt es zu Interaktionen von gelösten Atomen und Versetzungen, was zu einer Verankerung der Versetzungen führen kann. Kohlenstoffatome finden bei diesem Effekt eine besondere Betrachtung, da diese sich so schnell wie Versetzungen bewegen. Die Diffusion der gelösten Atome ist abhängig von der Temperatur. Um ein "Losreißen" einer verankerten Versetzung unter einer Spannungseinwirkung zu ermöglichen, steigt die Spannung zunächst an und nimmt anschließend wieder ab [20, 83]. Diese Erhöhung verursacht den ungleichmäßig gezackten Verlauf der Kurve. Der PLC-Effekt tritt in Kohlenstofffreien austenitischen Stählen nicht auf, auch in Zuständen mit geringen Stapelfehlerenergien wird er unterdrückt [11]. Des Weiteren kann durch das Zulegieren von Aluminium die Kohlenstoffaktivität und die damit verbundene Verankerungswirkung der Versetzungen vermindert werden [11, 84-86].

In Abbildung 33 sind die ermittelten Härtewerte, gemessen nach Vickers, nach der jeweiligen Vorverformung je Verformungstemperatur aufgetragen. Im Vergleich zur Verformung bei Raumtemperatur lassen sich auch hier wie zuvor im Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abbildung 33) unterschiede erkennen. Die Härtewerte nach der Verformung bei hohen und tiefen Temperaturen grenzen sich in zwei verschiedene Bereiche ab. Eine Verformung bei tiefen Temperaturen weist, bedingt durch die erhöhte Festigkeit, höhere Härtewerte auf, wohingegen nach einer Verformung bei hohen Temperaturen weniger hohe Härtewerte ermittelt wurden. Dieses spiegelt sich in der Festigkeit im Spannungs-Dehnungs-Verhalten in Abbildung 32 wieder. Auffallend ist jedoch, dass nicht wie erwartet die Steigung der Härte nach einer Verformung bei -196 °C am höchsten ausfällt, sondern unterhalb der Härte der bei -100 °C verformten Probe liegt. Diese Ursache liegt in der Mikrostruktur, die in den verschiedenen Zuständen nach der Vorbehandlung vorliegt. Dem Eindringen der Diamantpyramide in den Werkstoff während der Härtemessung stellt die vorliegende Mikrostruktur einen Wiederstand dar, der unterschiedlich

je nach Vorbehandlung ist. Eine Betrachtung der Abhängigkeit des technischen Spannungs-Dehnungs-Verhalten bei Temperaturen von -196 °C und -110 °C im Vergleich zu Raumtemperatur ist in Abbildung 34 dargestellt. Dazu wurden Versuche durchgeführt, bei denen zunächst eine Verformung bei -196 °C bzw. -110 °C vorgenommen wurde, dann wurden die Proben bei einer bestimmten Verformung auf Raumtemperatur aufgewärmt und weiter bis zum Bruch verformt. Zu erkennen ist, dass das Spannungs-Dehnungs-Verhalten unabhängig von der vorherigen Temperatur auf dem Niveau der Spannung-Dehnung bei Raumtemperatur weiter läuft. Dies zeigt, dass die mikrostrukturelle Entwicklung bei -196 °C und Raumtemperatur annähernd die gleiche sein muss. Die mikrostrukturellen Untersuchungen mittels TEM nach einer Verformung bei -196 °C und Raumtemperatur zeigte viele feine Zwillinge und eine hohe Dichte an Versetzungen ohne Anzeichen von Martensit, dieses wurde durch XRD Messungen bestätigt [87]. Jedoch ist bei dieser Betrachtung zu beachten, dass der ε-Martensit nur in geringen Anteilen vorhanden sein kann und somit in den kleinen Bereichen, die mit einem TEM untersucht werden können, nicht detektierbar ist. Zudem ist es möglich, dass die Entstehung des ε-Martensit nicht vollständig homogen auf der extrem kleinen Skala im TEM verteilt ist.

Des Weiteren ist eine Abnahme der Härte bei hohen Temperaturen zu beobachten. Zunächst weisen die Härtewerte nach einer mittleren Verformung von 20 % bei 200 °C und 400 °C die gleiche Härte auf, grenzen sich aber anschließend mit steigender Verformung voneinander ab. Diese unterschiedlichen Härtewerte weisen auf eine stark unterschiedliche Mikrostruktur nach einer Vorverformung auf hohe Werte bei 200 °C und 400 °C hin.

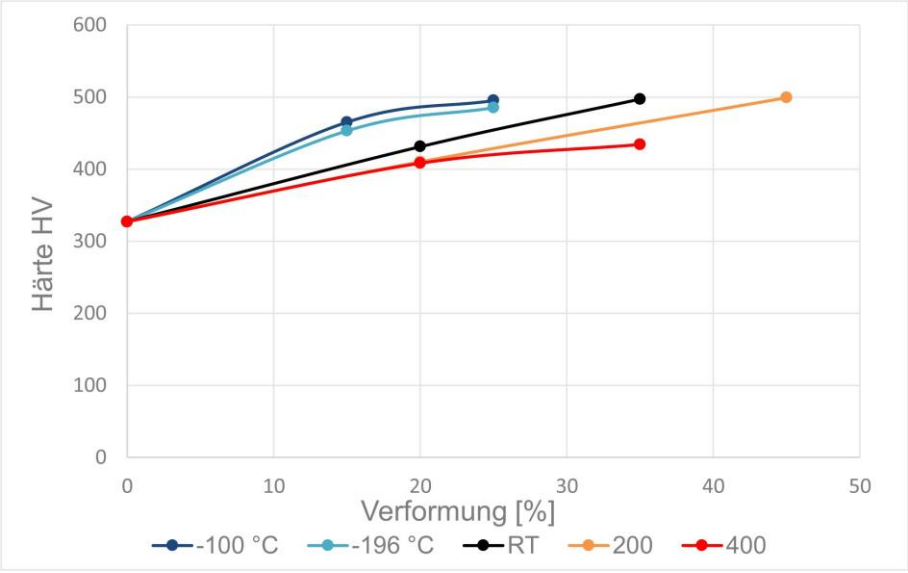


Abbildung 33: gemessene Härte ermittelt an verschieden vorbehandelten Proben des X-IP™1000

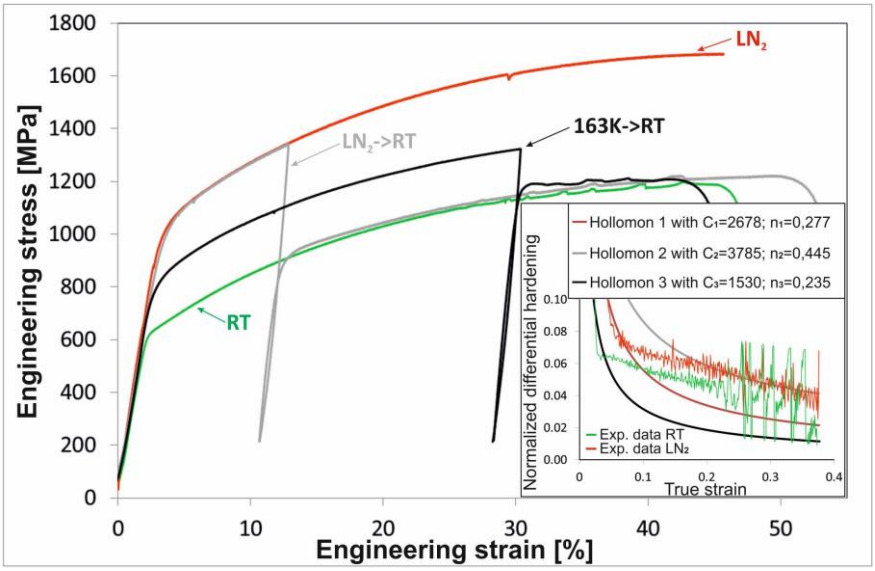


Abbildung 34: monotones Spannungs-Dehnungs-Verhalten des X-IP™1000 bei Raumtemperatur, -110 °C und -196 °C. Die eingefügte Abbildung zeigt die normalisierte Verfestigung (dσ/dη)/G verglichen mit Hollomon bei Verformungstemperaturen von -196 °C und Raumtemperatur [87]

Zudem wurde der X-IP™1000 bei hohen Temperaturen von bis zu 400 °C auf eine Abhängigkeit der Dehnrate bei der Verformung untersucht [77]. Die Ergebnisse sind in Abbildung 35 dargestellt und verdeutlichen, dass das Material stark von der Dehnrate abhängig ist. Bei Raumtemperatur zeigt sich eine negative Dehnratenabhängigkeit, die sich durch höhere Spannungen bei einer niedrigeren Dehnrate kennzeichnet. Dieser Effekt liegt weit ausgeprägter bei einer Verformungstemperatur von 200 °C vor. Dieses Verhalten wurde bei mehreren TWIP-Stahl Güten in der Literatur beobachtet und der dynamischen Reckalterung, die bei diesen Temperaturen vorliegt, zugeschrieben [11, 80]. Interaktionen zwischen gelösten Kohlenstoffatomen und Versetzungen sind Temperaturabhängig was bestimmte Temperatur/Dehnraten- Kombinationen einschränkt [11, 80]. Bei einer Verformungstemperatur von 350 °C ist der Unterschied im Spannungs-Dehnungs-Verhalten nur geringfügig. Oberhalb einer Verformungstemperatur von 350 °C steigen die Spannungen bei einer steigenden Dehnrate.

Die Dehnratenabhängigkeit bei tiefen Temperaturen wurde in dieser Arbeit nicht weiter betrachtet. Jedoch zeigt schon die starke Dehnratenabhängigkeit des X-IP™1000 bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen, dass keine allgemeingültige Aussage über den Einfluss der Temperatur bei einer monotonen Belastung auf die mechanischen Eigenschaften getroffen werden kann und die Dehnrate stets bei einer Anwendung dieses Werkstoffes betrachtet werden sollte.

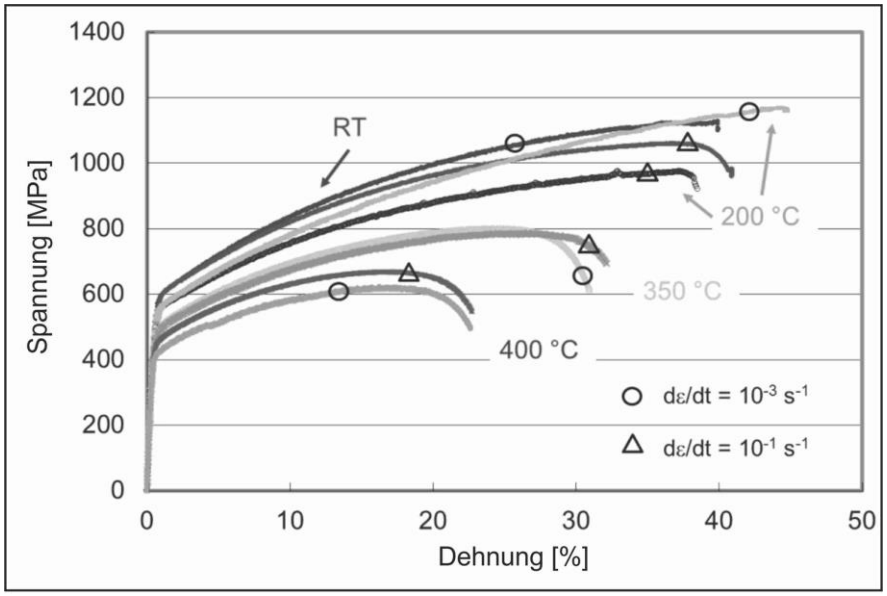


Abbildung 35: monotones Spannungs-Dehnungs-Verhalten des X-IP™1000 bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen bis zu 400 °C bei Dehnraten von 10^{-1} s^{-1} und 10^{-3} s^{-1} [77]

X40MnCrAl19-2

Eine monotone Belastung des XMnCrAl19-2 bei verschiedenen Temperaturen ergab die in Abbildung 36 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven. Wie schon zuvor der X-IP™1000 zeigte, wird der Einfluss der Temperatur auf die mechanischen Eigenschaften deutlich sichtbar. Im Allgemeinen erzielt der Werkstoff bei einer monotonen Belastung bei tiefen Temperaturen hohe Festigkeiten, wohingegen bei hohen Temperaturen die Festigkeiten geringer sind als bei einer Verformung bei 25 °C. Die Steckgrenze bei einer Verformung bei -196 °C erreicht mit 800 MPa einen doppelt so hohen Wert wie bei einer Verformung bei Raumtemperatur. Ebenso liegt die Zugfestigkeit mit 1410 MPa um ein vielfaches höher. Das plötzliche Versagen der Probe beim Erreichen der maximalen Festigkeit mit einer Bruchdehnung von ca. 42 % konnte auch schon beim X-IP™1000 beobachtet werden und kann nach Gräßel auf eine Sättigung des verformungsinduzierten Martensits bei tiefen Temperaturen zurückgeführt werden [14]. Bei einer Verformungstemperatur von -100 °C werden ebenfalls um ein Vielfaches höhere Werte der Streckgrenze ($R_{p0,2}$ = 630 MPa) und der Zugfestigkeit (R_m = 1200 MPa) erreicht. Zusätzlich wird bei dieser Verformungstemperatur ein leichter Anstieg der Bruchdehnung auf ca. 59 % erreicht. Durch eine Verformung des XMnCrAl19-2 bei erhöhten Temperaturen wird eine geringere Festigkeit erreicht. Die Streckgrenze bei einer Verformungstemperatur von 400 °C nimmt auf 280 MPa ab. Ebenso kann eine Abnahme der Zugfestigkeit auf 670 MPa beobachtet werden. Die erreichbare Bruchdehnung ist mit 47 % kleiner als bei einer Verformung bei 25 °C.

Die Spannungs-Dehnungs-Entwicklung bei einer Verformungstemperatur von 200 °C scheint lediglich von der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Raumtemperatur ermittelt parallel nach unter verschoben zu sein. Die Bruchdehnung ist nahezu die gleiche, jedoch sind die Streckgrenze auf 330 MPa und die Zugfestigkeit auf 800 MPa gesunken. Des Weiteren lässt sich bei der Betrachtung des Kurvenverlaufes bei einer Verformungstemperatur von 200 °C ein gezackter Verlauf erkennen. Dieser Aspekt wurde schon zuvor bei der Untersuchung des TWIP-Stahls X-IP™1000 beobachtet und als Portevin-Le-Chatelier Effekt beschrieben. Durch den geringeren Kohlenstoffgehalt und das Zulegieren von Aluminium, welches die Kohlenstoffaktivität noch zusätzlich vermindert, tritt bei dem X40MnCrAl19-2 dieser Effekt nur bei einer Verformungstemperatur von 200 °C auf. Eine Untersuchung einer Dehnratenabhängigkeit des X40MnCrAl19-2 bei verschiedenen Temperaturen wurde in dieser Arbeit nicht durchgeführt. Zu erwarten ist jedoch durch die ähnliche Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften ein gleichwertiges Verhalten bei verschiedenen Dehnraten, welches zuvor der X-IP™1000 zeigte.

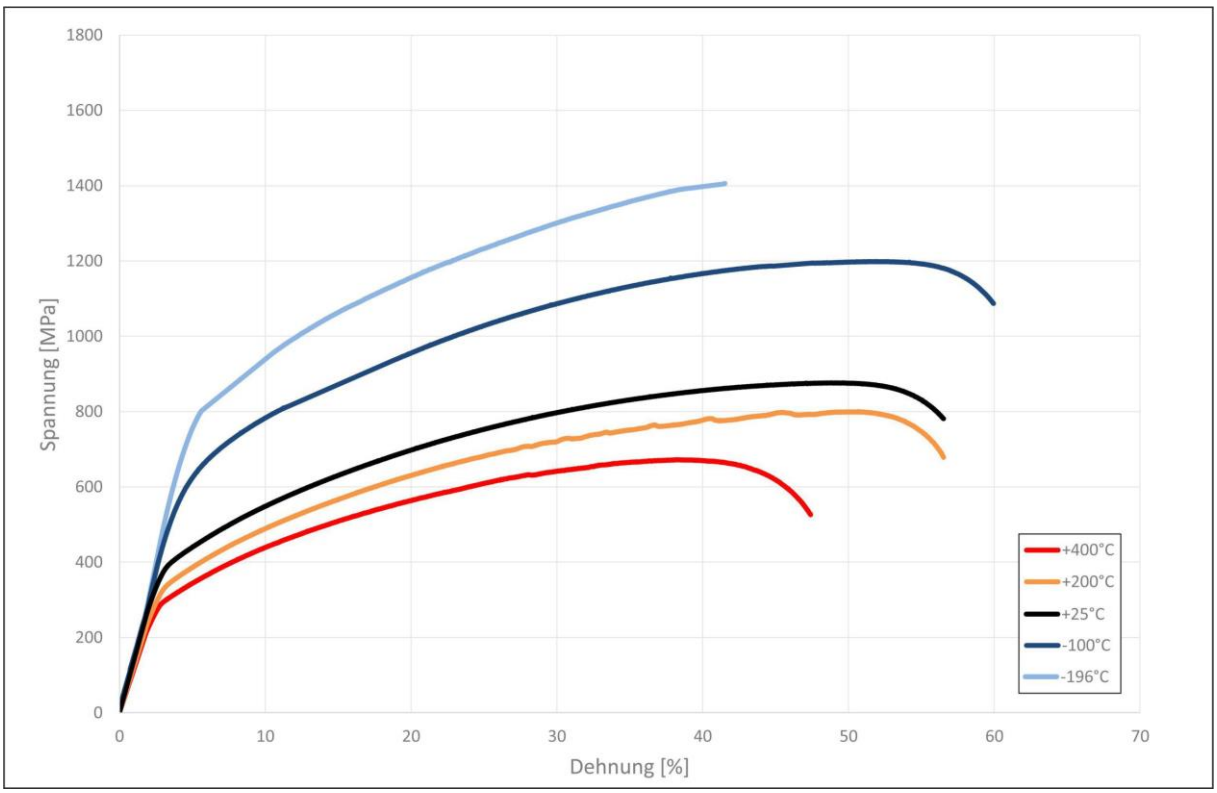


Abbildung 36: Spannungs- Dehnungs- Diagramm: mechanische Eigenschaften des X40MnCrAl19-2 bei hohen bis tiefen Verformungstemperaturen nach [88]

Härtewerte nach Vickers wurden nach den Verformungen bei verschiedenen Temperaturen aufgenommen und in Abbildung 37 aufgetragen. Die gemessene Härte kann in verschiedene Bereiche unterteilt werden. Die Härtewerte der bei tiefen Temperaturen verformten Proben liegen oberhalb der Härtewerte, für die die bei Raumtemperatur verformten Proben ermittelt wurden, wohingegen die Härtewerte von bei hohen Temperaturen verformten Proben unterhalb dieses Niveaus angesiedelt sind. Auch dieser Werkstoff zeigt wie zuvor bei dem X-IP™1000 beobachtet eine geringere Härte bei einer Verformungstemperatur von -196 °C als bei -100 °C trotz der im Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Abbildung 36) erreichten höheren Festigkeiten. Dieses ist auf die Entwicklung der Mikrostruktur nach der Verformung zurückzuführen und wird im Abschnitt 4.1.3 näher betrachtet. Die Härtewerte nach einer Verformung bei hohen Temperaturen liegen unabhängig von der Verformung oder Temperatur auf einem Niveau (Abbildung 37).

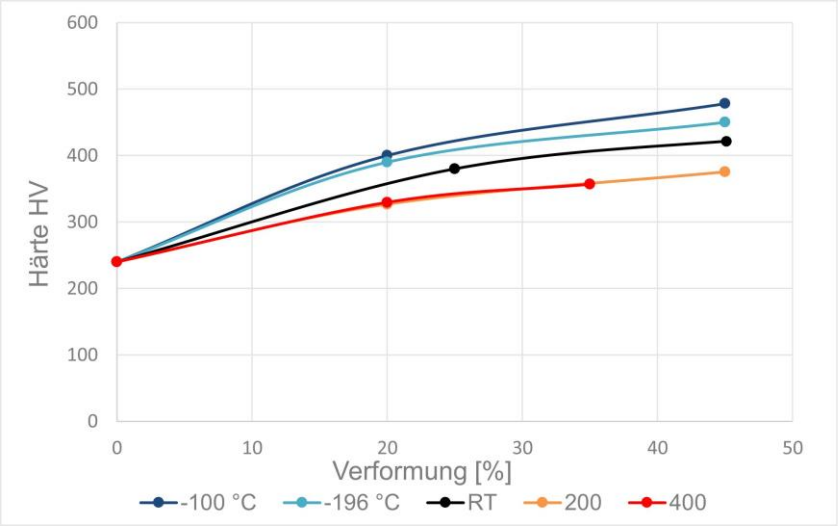


Abbildung 37: gemessene Härte ermittelt an verschieden vorbehandelten Proben des X40MnCrAl19-2 [88]

Im Allgemeinen lässt die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften verschiedene Bereiche bedingt durch die Verformungstemperatur erkennen, d.h. bei unterschiedlichen Temperaturen bei der Verformung liegen unterschiedliche aktive Verfestigungsmechanismen vor (vgl. Abschnitt 2.1). Des Weiteren können auch mehrere Verfestigungsmechanismen zeitgleich vorliegen und miteinander interagieren. Der X-IP™1000 sowie der X40MnCrAl19-2 zeigten ein ähnliches Verhalten der mechanischen Eigenschaften, so dass davon auszugehen ist, dass in beiden Werkstoffen die Entwicklung der Mikrostruktur qualitativ annähernd gleich ist. Um diesen Aspekt näher zu betrachten, werden im Abschnitt 4.1.3 Analysen der Mikrostruktur vorgenommen.

4.1.2 Mechanische Eigenschaften nach der Vorbehandlung

In diesem Abschnitt wird das Potential des X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 nach den zuvor betrachteten Vorbehandlungen erläutert. Die Versuche wurden an Proben durchgeführt, die mittels Drahterosion den bei verschiedenen Temperaturen vorverformten Materialzuständen entnommen wurden. Des Weiteren werden nicht nur verschiedene Temperaturen betrachtet, sondern jeweils auch Zustände, die einen hohen und mittleren Grad an Vorverformung besitzen. Die monotonen Zugversuche wurden bei Raumtemperatur mit einer Geschwindigkeit von 2 mm/min durchgeführt. Für einen direkten Vergleich mit dem bei Raumtemperatur verformten Anlieferungszustand sind die Ergebnisse der entsprechenden Kurven direkt gegenübergestellt.

X-IP™1000

Abbildung 38 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven unter einer monotonen Belastung der einzelnen vorverformten Zustände. Deutlich zu erkennen ist, dass alle Zustände ein noch recht hohes Potential an Restbruchdehnung sowie eine hohe Festigkeit besitzen. Ein Vergleich von Proben, die eine mittlere Verformung erfahren haben zu Proben, die eine hohe Verformung erfahren haben zeigt sich der Einfluss aus das Spannungs-Dehnungs-Verhalten wie erwartet durch niedrigere Streckgrenzen und Zugfestigkeiten jedoch einer höheren Bruchdehnung. Dies wird durch die weniger starke Verfestigung bei mittleren Verformungsgraden erreicht, sodass der Werkstoff bei einer weiteren Verformung weiter Verfestigen kann. Bis auf den Zustand “25 °C /35 %“ weisen alle vorbehandelten Proben eine Verfestigung während der Verformung auf. Es werden Zugfestigkeiten von 1300 MPa bis 1500 MPa und Streckgrenzen von 1040 MPa bis 1430 MPa erreicht. Auffällig ist, dass bei einer Verformung bei Raumtemperatur fast alle Zustände im Spannungs-Dehnungs-Verlauf einen gezackten Kurvenverlauf aufweisen. Des Weiteren lässt sich bei nahezu allen Zuständen im Übergang von elastischer zu plastischer Dehnung ein “Überschwinger“ erkennen. Beide Phänomene können auf eine (dynamische) Reckalterung zurückgeführt werden. Die Ausprägung der Alterung ist abhängig von der Diffusivität der gelösten Atome sowie der Legierungszusammensetzung [83]. Des Weiteren könnte eine irreversible Mikrostruktur vorliegen, die zuvor durch eine Verformung bei verschiedenen Temperaturen eingestellt wurde. D.h. bedingt durch die hohe Versetzungsdichte nach einer plastischen Verformung und Interaktionen mit gelösten Atomen sowie die Wechselwirkung mit zuvor eingestellten mikrostrukturellen Aspekten könnten verantwortlich für die Ausprägung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur sein. Auf die mikrostrukturelle Entwicklung

bedingt durch eine Verformung bei verschiedenen Temperaturen wird im Folgenden der Arbeit näher eingegangen.

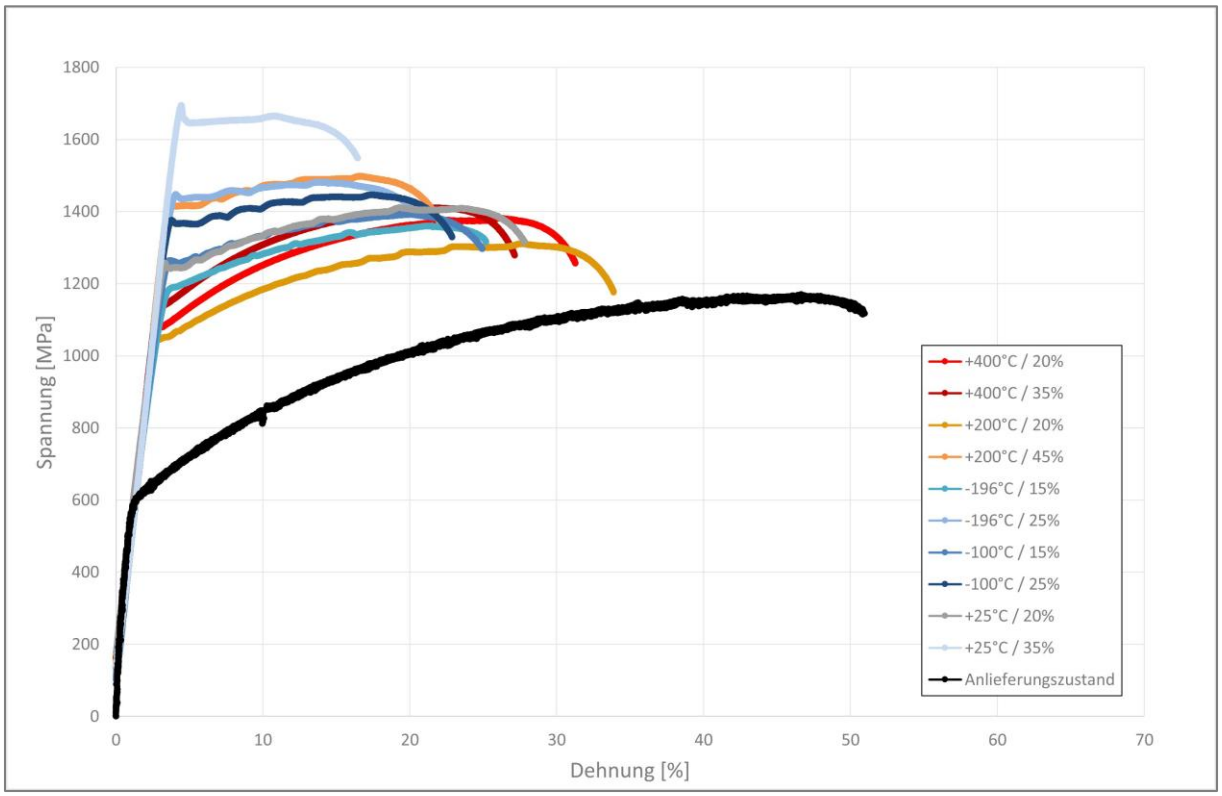


Abbildung 38: Spannungs-Dehnungs-Diagramm: monotone mechanische Eigenschaften des X-IP™1000 nach Vorbehandlungen bei hohen bis tiefen Temperaturen sowie verschiedenen Höhen an Verformungen

X40MnCrAl19-2

Die Eigenschaften bei einer Verformung bei Raumtemperatur des zuvor verschieden vorbehandelten TWIP-Stahl X40MnCrAl19-2 sind in Abbildung 39 zusammengefasst. Im Allgemeinen zeigt dieser Werkstoff im Vergleich zum X-IP™1000 bei fast allen Zuständen ein recht hohes Restverformungsvermögen. Bedingt durch die Höhe der Verformung sind jedoch die Zustände "-100 °C / 45 %", "-196 °C / 45 %" und "25 °C / 50 %" bereits an ihre Grenzen gestoßen und weisen bei einer weiteren Verformung keine Verfestigung mehr auf, erreichen aber Werte für Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit im Bereich von 1380 MPa bis 1470 MPa bei einer Bruchdehnung von ca. 9 %. Wie zuvor auch schon der X-IP™1000 zeigte, findet sich bei vielen Zuständen im Übergang von elastischer zu plastischer Dehnung eine kurzzeitige Spannungserhöhung. Im weiteren Kurvenverlauf wird jedoch ein stetiger Verlauf beobachtet. Diese Legierung scheint weniger anfällig gegen eine dynamische Reckalterung zu sein. Eine mögliche Ursache

könnte der höhere Aluminium Gehalt sein, da dieser die Kohlenstoffaktivität verringert und somit den PLC- Effekt unterdrückt [11]. Die geringere Ausprägung des PLC-Effektes, wurde schon zuvor bei einer monotonen Verformung bei verschiedenen Temperaturen beobachtet (vgl. Abschnitt 4.1.1).

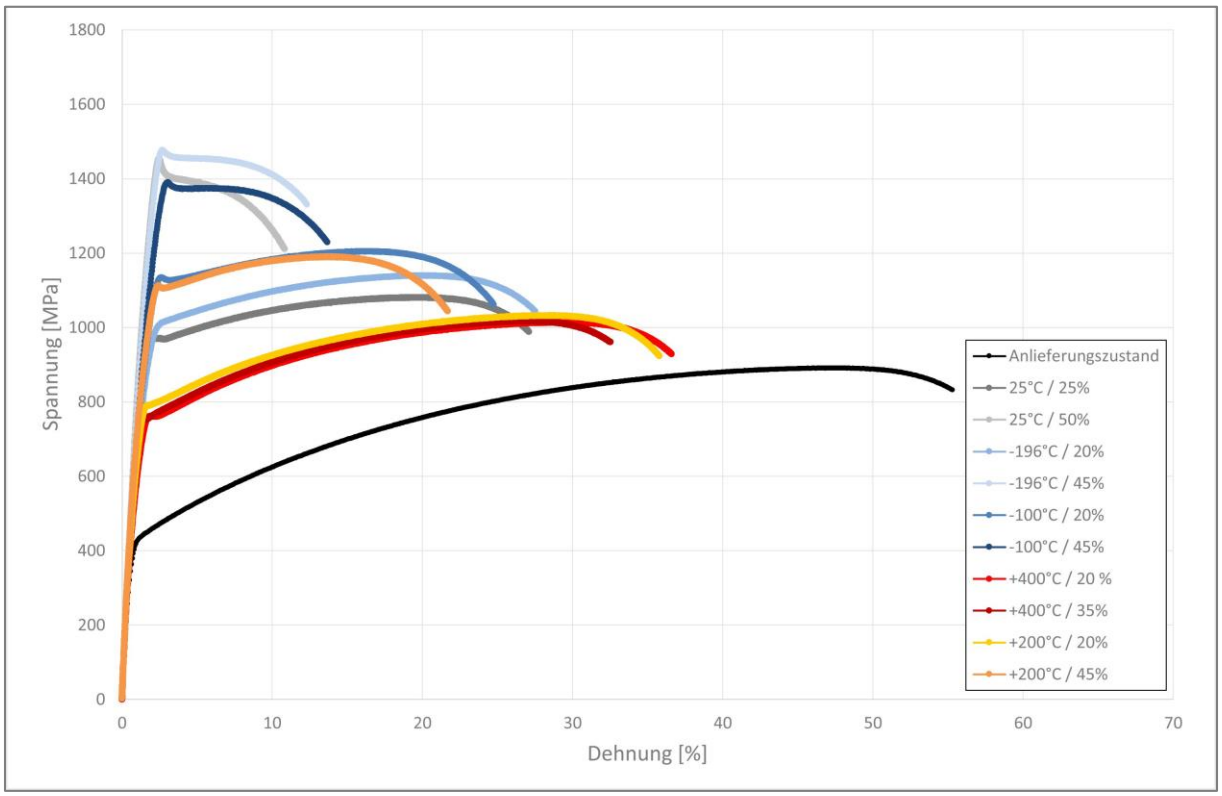


Abbildung 39: Spannungs-Dehnungs-Diagramm: monotone mechanische Eigenschaften des X40MnCrAl19-2 nach Vorbehandlungen bei hohen bis tiefen Temperaturen sowie verschiedenen Höhen an Verformungen

4.1.3 Mikrostrukturelle Entwicklung nach der Vorbehandlung

In diesem Abschnitt wird die mikrostrukturelle Entwicklung nach den jeweiligen Vorbehandlungen mit der Hilfe von TEM-Analysen, Feritscope-Messungen und Phasenanalysen aufgezeigt. Das Hauptaugenmerk liegt auf der Charakterisierung der Verformungsmechanismen in den jeweiligen Temperaturbereichen. Dazu wurden TEM-Proben aus der Messlänge der jeweiligen Verformungszustände herauspräpariert sowie ein weiterer Teil der Messlänge für eine Phasenanalyse mittels Röntgendiffraktometer vorbereitet und anschließend untersucht. Die Ergebnisse der TEM- Untersuchung sowie der Phasenanalyse sind in den folgenden Abbildungen dargestellt. Des Weiteren wurden Messungen mit einem Feritscope durchgeführt um den Anteil an α´- Martensit in den jeweiligen Probenzuständen in Ergänzung zur TEM- Analyse zu analysieren.

Entwicklung der Mikrostruktur bei Raumtemperatur

X-IP™1000

In Abbildung 40 sind TEM Hellfeldaufnahmen nach verschieden hohen Verformungen, die bei Raumtemperatur durchgeführt wurden, dargestellt. Im Vergleich zum Anlieferungszustand (Abbildung 19) ist eine stark deformierte Mikrostruktur in beiden verformten Zuständen zu erkennen. Nach einer Verformung auf eine Gesamtdehnung von 20 % (Abbildung 40 a)) ist eine hohe Versetzungsdichte und eine deutliche Bildung von Zwillingen in mehreren Systemen zu erkennen. Zusätzlich lassen sich kleine weiße Stellen auf der Aufnahme erkennen, hierbei handelt es sich lediglich um Artefakte vom Dünnprozess. Eine Analyse der Beugungsreflexe innerhalb eines Korns ergab Austenit mit zusätzlichen Zwillingsreflexen. Bei einer weiteren Verformung auf eine Gesamtdehnung von 35 % (Abbildung 40) lässt sich ebenfalls eine hohe Versetzungsdichte neben einer hohen Anzahl an Zwillingen erkennen. Diese Ergebnisse bestätigen die mikrostrukturelle Entwicklung, die von Niendorf et al. [12] nach einer 20 %igen Vorverformung des X-IP™1000 detektiert wurde. Des Weiteren wurde eine qualitativ gleiche Entwicklung der Mikrostruktur nach einer Vorverformung bei Raumtemperatur in einem $Fe_{61}Mn_{24}Ni_{6.5}Cr_{8.5}$ TWIP-Stahl gezeigt [89]. Die hohe Anzahl an Zwillingen und damit verbunden eine hohe Anzahl an zusätzlichen Barrieren für die Bewegung von Versetzungen kennzeichnet die im Abschnitt 4.1.1 erreichten guten mechanischen Eigenschaften.

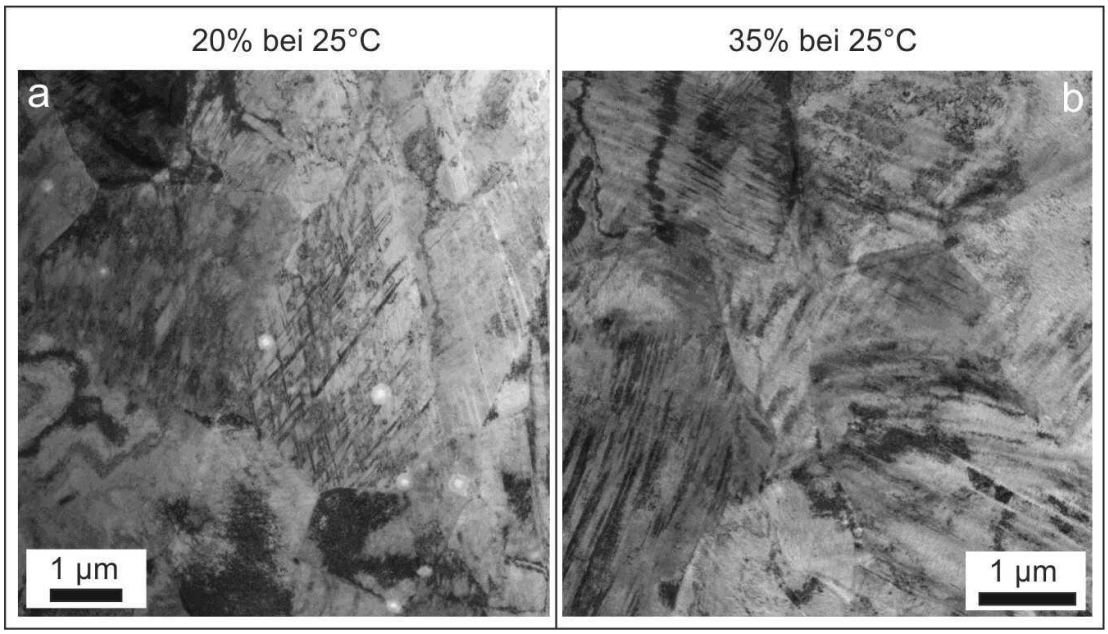


Abbildung 40: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei Raumtemperatur für den X-IP™1000

Die Analyse der vorliegenden Phasen nach verschieden hohen Vorverformungen bei Raumtemperatur ist in Abbildung 41 dargestellt. Die Intensitäten weisen auf eine reine austenitische Struktur (γ- Phase) hin, martensitische Anteile könne wie auch schon in der TEM- Analyse nicht detektiert werden.

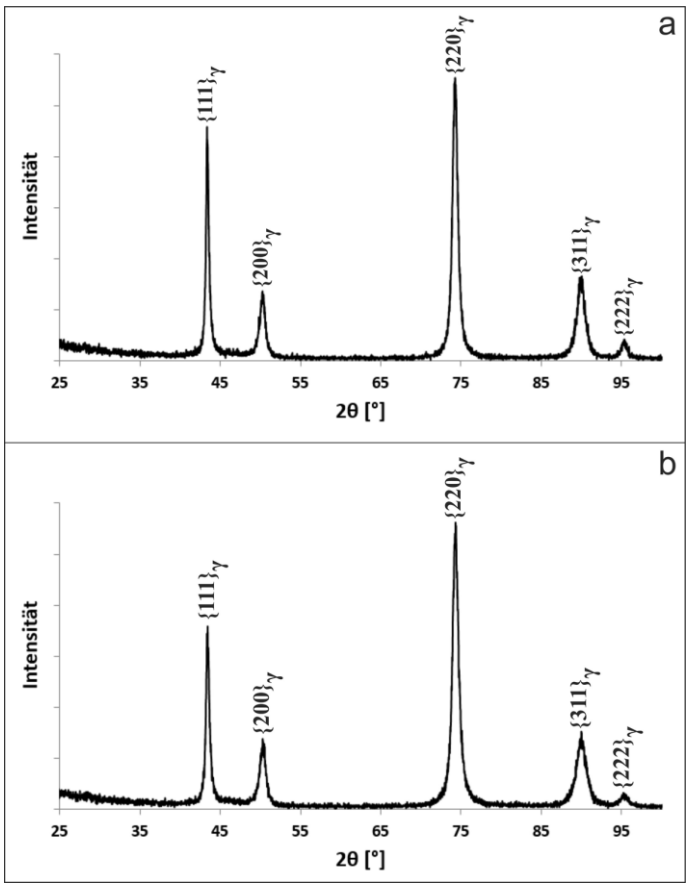


Abbildung 41: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X-IP™1000 nach einer Verformung um a) 20 % und b) 35 % bei 25 °C

X40MnCrAl19-2

Die Ergebnisse der TEM-Analyse des X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung um 25 % und 50 % sind in Abbildung 42 dargestellt. Verglichen mit der Ausgangsmikrostruktur im Anlieferungszustand (Abbildung 23) sind nach einer Verformung um 25 % eine hohe Versetzungsdichte und eine hohe Anzahl an verformungsinduzierten Zwillingen, die sich in mehreren Systemen ausgebildet haben, zu erkennen. Die weitergehende mikrostrukturelle Entwicklung lässt sich nach einer Verformung auf eine Gesamtdehnung von 50 % erkennen. Auch hier liegen eine hohe Versetzungs- und Zwillingsdichte vor, welche durch Interaktionen die hervorragenden mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur (vgl. Abbildung 36) ermöglichen.

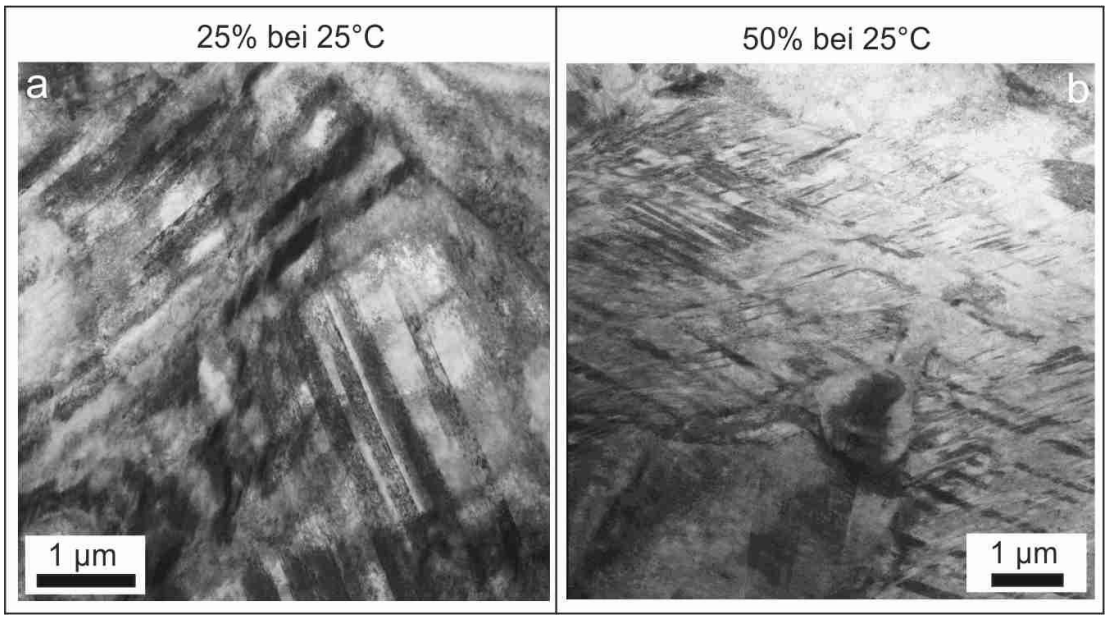


Abbildung 42: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei Raumtemperatur für den X40MnCrAl19-2

Die Phasenanalysen des X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung bei Raumtemperatur auf eine Gesamtdehnung von 25 % und 50 % ist in Abbildung 43 dargestellt. Die Intensitäten weisen nach dieser Vorbehandlung auf eine reine γ- Phase hin. Eine martensitische Phase kann bei einer mittleren sowie hohen Verformung nicht detektiert werden.

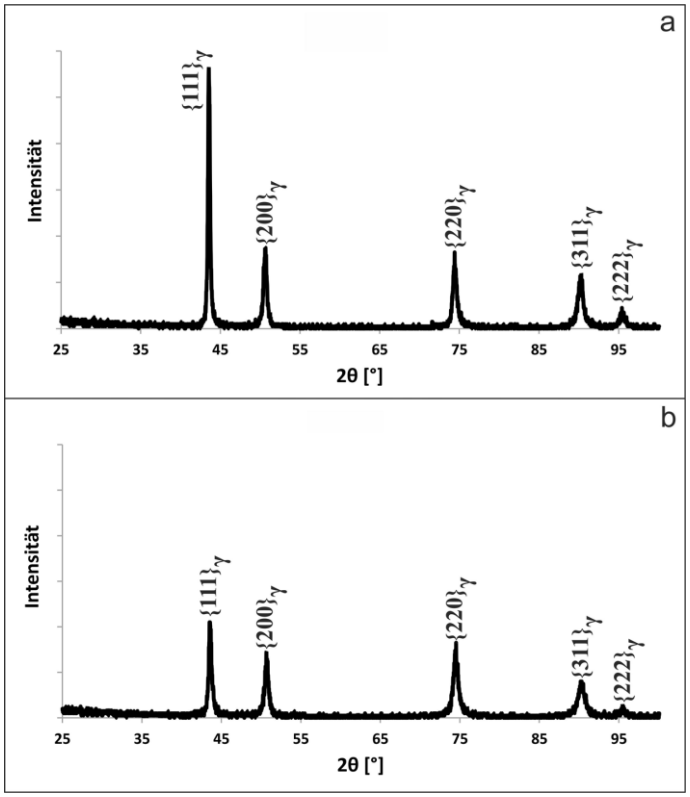


Abbildung 43: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung um a) 25 % und b) 50 % bei 25 °C

Entwicklung der Mikrostruktur im Tieftemperaturbereich

X-IP™1000

Die TEM-Untersuchung nach einer Vorbehandlung des X-IP™1000 bei tiefen Temperaturen zur Analyse der vorhandenen Mikrostruktur wird im Folgenden dargestellt. Die Entwicklung der Mikrostruktur nach einer Verformung um 15 % bzw. 25 % bei einer Verformungstemperatur von -100 °C zeigt Abbildung 44 a) und b) bzw. bei einer Verformungstemperatur von -196 °C Abbildung 44 c) und d). Im Vergleich zum Anlieferungszustand des X-IP™1000 (vgl. Abbildung 19) ist zunächst eine deutliche Zunahme an Verformungszwillingen nach einer Verformung bei -100 °C um 15 % und 25 % zu erkennen. Die teilweise vorhandenen hellen Bereiche, die vor allem in Abbildung 44 b) zu erkennen sind, können nicht auf mikrostrukturelle Ausprägungen zurückgeführt werden, sondern sind durch den Probenpräparationsprozess entstanden und kennzeichnen lokale Angriffe des Elektrolyten. Eine vergleichsweise ähnliche Entwicklung der Mikrostruktur kann nach einer Verformung bei einer tieferen Temperatur von -196 °C nachgewiesen werden. In beiden Verformungszuständen können zunächst vermehrt

mechanisch induzierte feine Zwillinge detektiert werden, die durch eine SAD-Aufnahme in Abbildung 44 c) durch die typische austenitische Zwillingsreflexe nachgewiesen werden. Bei beiden Verformungstemperaturen ist die Versetzungsdichte ähnlich hoch wie nach einer Verformung bei Raumtemperatur.

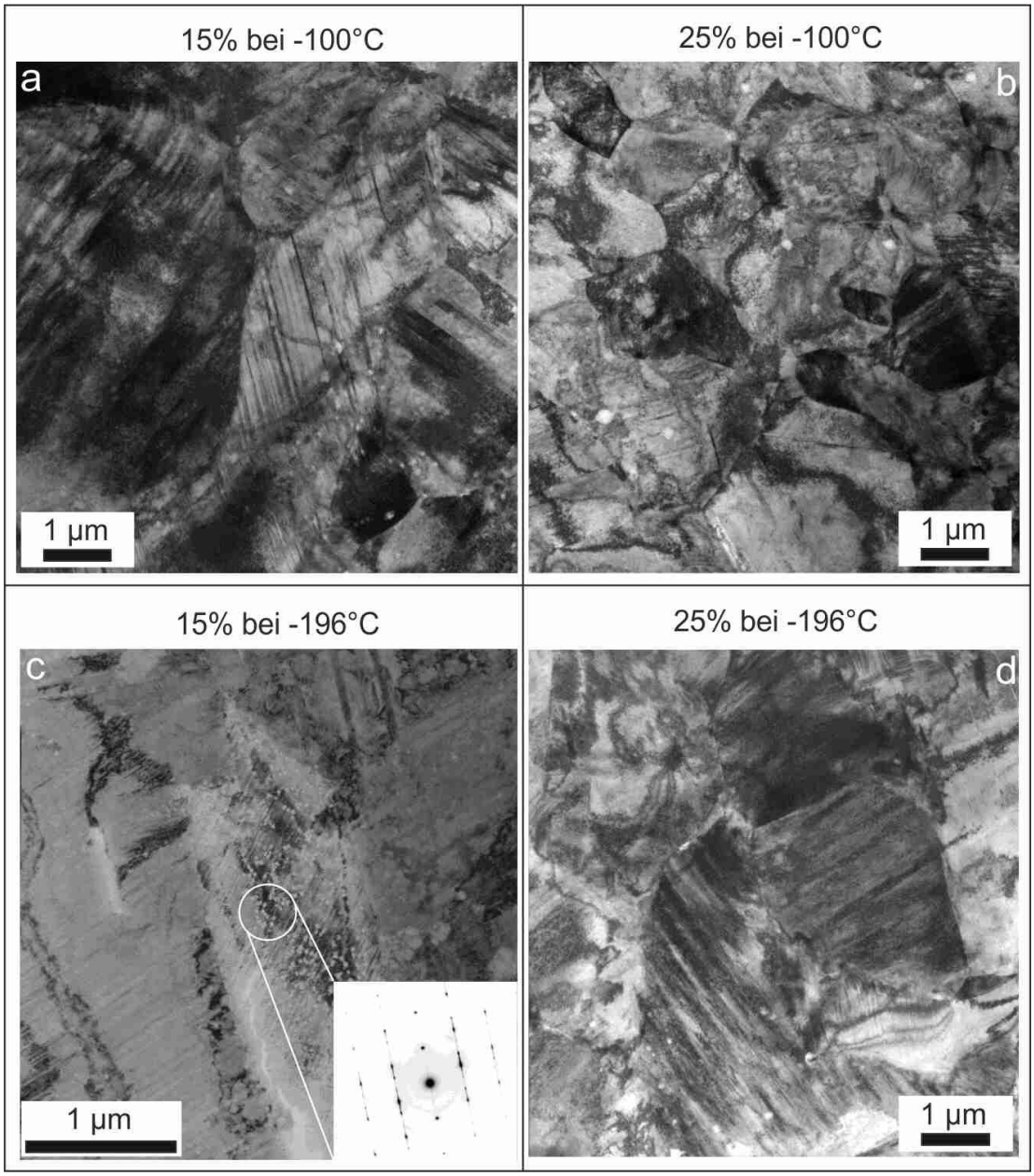


Abbildung 44: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei (a-b) -100 °C und (c-d) -196 °C für den X-IP™1000

Für eine detailliertere Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen wurden eine vergrößerte Aufnahme (Abbildung 45 a)) und zugehörig eine SAD-Aufnahme (Abbildung 45 b)) mittels TEM aufgenommen. Die Analyse wurde an einer

Probe durchgeführt, die bei einer Temperatur von -100 °C um 15 % verformt wurde. Die zusätzlich zur austenitischen Matrix vorhandenen Reflexe zeigen im untersuchten Bereich der Probe Zwillinge und auch ε-Martensit. D.h. zusätzlich zum Verformungsmechanismus Zwillingsbildung hat bei der Verformung des X-IP™1000 eine martensitische Phasenumwandlung von γ zu ε-Martensit stattgefunden. Um eine eindeutige Zuordnung der Zusatzreflexe in der SAD-Aufnahme treffen zu können, wurden diese ausgewertet und zusätzlich schematisch in Abbildung 45 c) aufgetragen. Die Verhältnisse der Abstände der Punkte wurden mit der Hilfe des Ansatzes nach [90] ausgewertet, so dass eine eindeutige Zuordnung der Beugungspunkte zu kfz, krz und hdp getroffen werden konnte. Die Zuordnung der Beugungspunkte wurde in der schematischen Darstellung anhand von Symbolen durchgeführt. Das Symbol ○ kennzeichnet die Beugungspunkte der austenitischen Matrix (kfz), das Symbol Δ kennzeichnet die Beugungspunkte, die von Zwillingen stammen. Die Beugungspunkte des ε-Martensit werden mit dem Symbol ◊ gekennzeichnet. Die TEM-Untersuchung der Probe ergab keine Anzeichen von α´-Martensit, welches eine Messung mittels Feritscope, das ebenfalls keine Anteile an α´-Martensit zeigte, bestätigt. Für eine Untersuchung des α´-Martensit Gehaltes nach einer Verformung bei -196 °C wurden ebenfalls Feritscopemessungen durchgeführt. Auch hier konnten keine Anzeichen auf α´-Martensit Anteile gefunden werden, so dass eine gleichwertige Entwicklung der Mikrostruktur wie nach einer Verformung bei -100 °C zu erwarten ist.

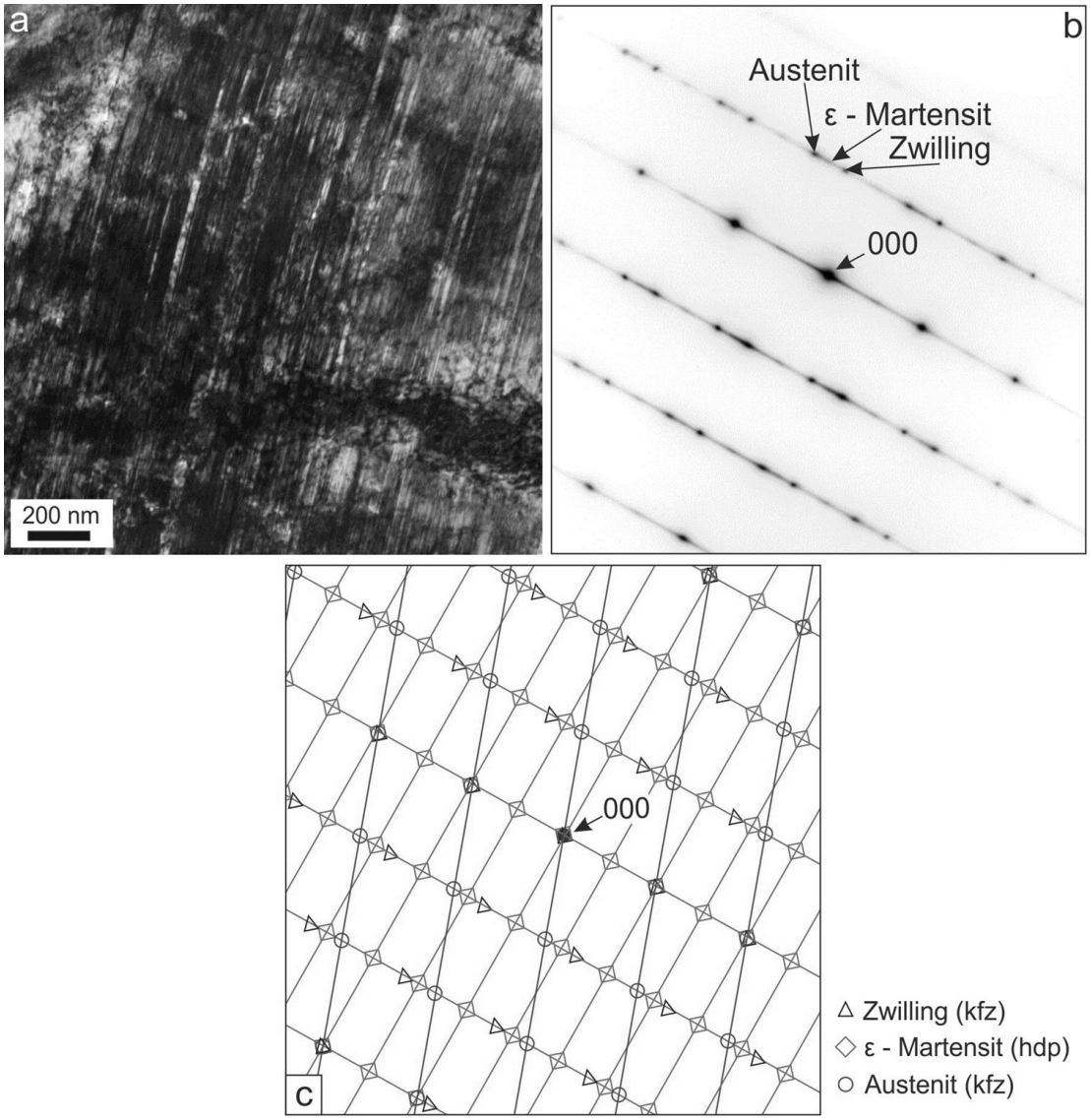


Abbildung 45: Nachweis von ε- Martensit nach einer Verformung um 15 % bei -100 °C für den X-IP™1000, a) TEM-Hellfeldaufnahme, b) Elektronenbeugungsaufnahme von einem Bereich aus a), schematische Darstellung der Anordnung von ε- Martensit, Austenit und Zwillingen in c)

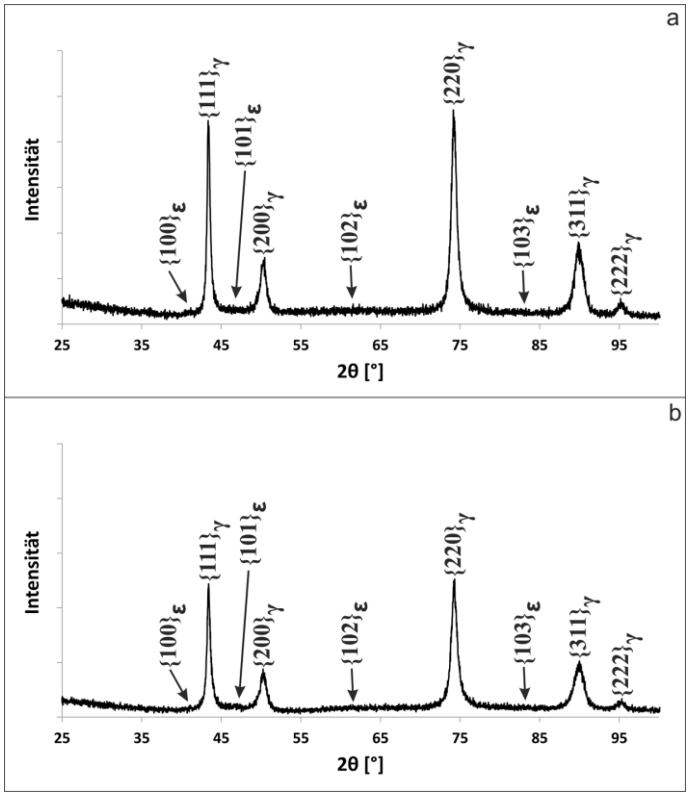


Abbildung 46: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X-IP™1000 nach einer Verformung um a) 15 % und b) 25 % bei -100 °C

In Abbildung 46 sind die Ergebnisse einer Phasenanalyse mittels Röntgendiffraktometer nach einer Verformung um 15 % und 20 % bei einer Temperatur von -100 °C des X-IP™1000 dargestellt. Intensitäten, zugehörig zur γ-Matrix, können eindeutig zugeordnet werden. Marginale Anzeichen für das Vorhandensein von ε-Martensit sind zu erkennen, jedoch nicht eindeutig zuzuordnen. Aus diesem Grund sind die Winkellagen, bei denen Intensitäten von ε-Martensit zu erwarten wären, duch Pfeile gekennzeichnet.

Bei einer Verformung um 15 % oder 25 % bei einer Temperatur von -196 °C sind im Vergleich zu einer Verformungstemperatur von -100 °C, die Intensitäten des ε-Martensit ausgeprägter vorhanden (Abbildung 47). Aus diesem Grund kann davon ausgegangen werden, dass die Anteile an ε-Martensit mit steigender Verformung und/oder sinkender Verformungstemperatur leicht zunehmen.

Die Phasenanalysen nach einer Verformung bei -100 °C und -196 °C zeigte, wie auch die TEM-Analyse und Feritscopemessungen zuvor, keine Anteile an α´-Martensit. Somit liegt bei diesen Verformungstemperaturen als Verformungsmechanismus gleichzeitig das Versetzungsgleiten, die Zwillingsbildung und in sehr geringem Maße die verformungsinduzierte Phasen-

umwandlung des Austeniten zu ε-Martensit vor. Die mikrostrukturelle Entwicklung in verschiedenen austenitischen Stählen wurde von diversen Autoren nach einer Verformung untersucht [44, 91-93]. In diesen Studien konnte das gleichzeitige Auftreten von Versetzungsgleiten, mechanisch induzierter Martensitbildung und Zwillingsbildung nach einer Verformung nachgewiesen werden. Durch das gleichzeitige Auftreten der Verfestigungsmechanismen und deren Interaktionen miteinander können hervorragende mechanische Eigenschaften bei einer nachträglichen Belastung erreicht werden. Eine Vielzahl an Verformungszwillingen interagieren als zusätzliche Barrieren für das Gleiten von Versetzungen, welches mit der zusätzlich verfestigenden Wirkung des ε-Martensit die Spannungs-Dehnungs-Kurve nach oben verschiebt (vgl. Abbildung 32).

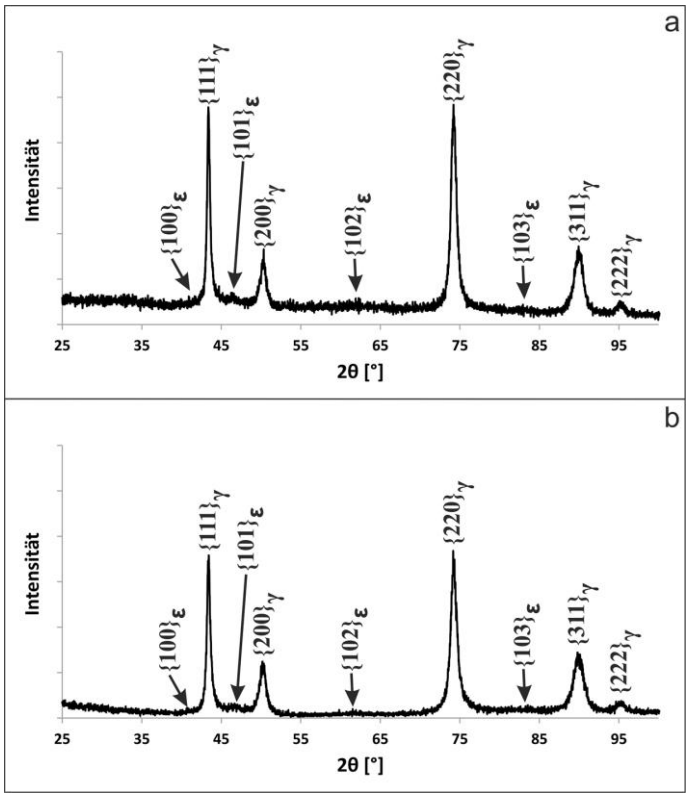


Abbildung 47: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X-IP™1000 nach einer Verformung um a) 15 % und b) 25 % bei -196 °C

X40MnCrAl19-2

Die Entwicklung der Mikrostruktur nach einer Verformung um 20 % bzw. 45 % bei einer Temperatur von -100 °C bzw. -196 °C des X40MnCrAl19-2 ist in den folgenden Abbildungen dar-

gestellt. In Abbildung 48 sind zunächst TEM-Übersichtsaufnahmen der einzelnen Probenzustände nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen zu sehen, angefangen mit der Analyse der Mikrostruktur, die sich durch eine Verformung bei einer Temperatur von -100 °C eingestellt hat (Abbildung 48 a) und b)). Im Vergleich zum Anlieferungszustand des X40MnCrAl19-2 (vgl. Abbildung 23) zeigt sich eine gestiegene Anzahl an Versetzungen nach einer mittleren und hohen Verformung. Des Weiteren gibt es Anzeichen, impliziert durch definierte Strukturen in den TEM-Aufnahmen, für die Präsenz von α´-Martensit und Verformungszwillingen. Eine genauere Untersuchung durch Detailaufnahmen findet im Folgenden statt.

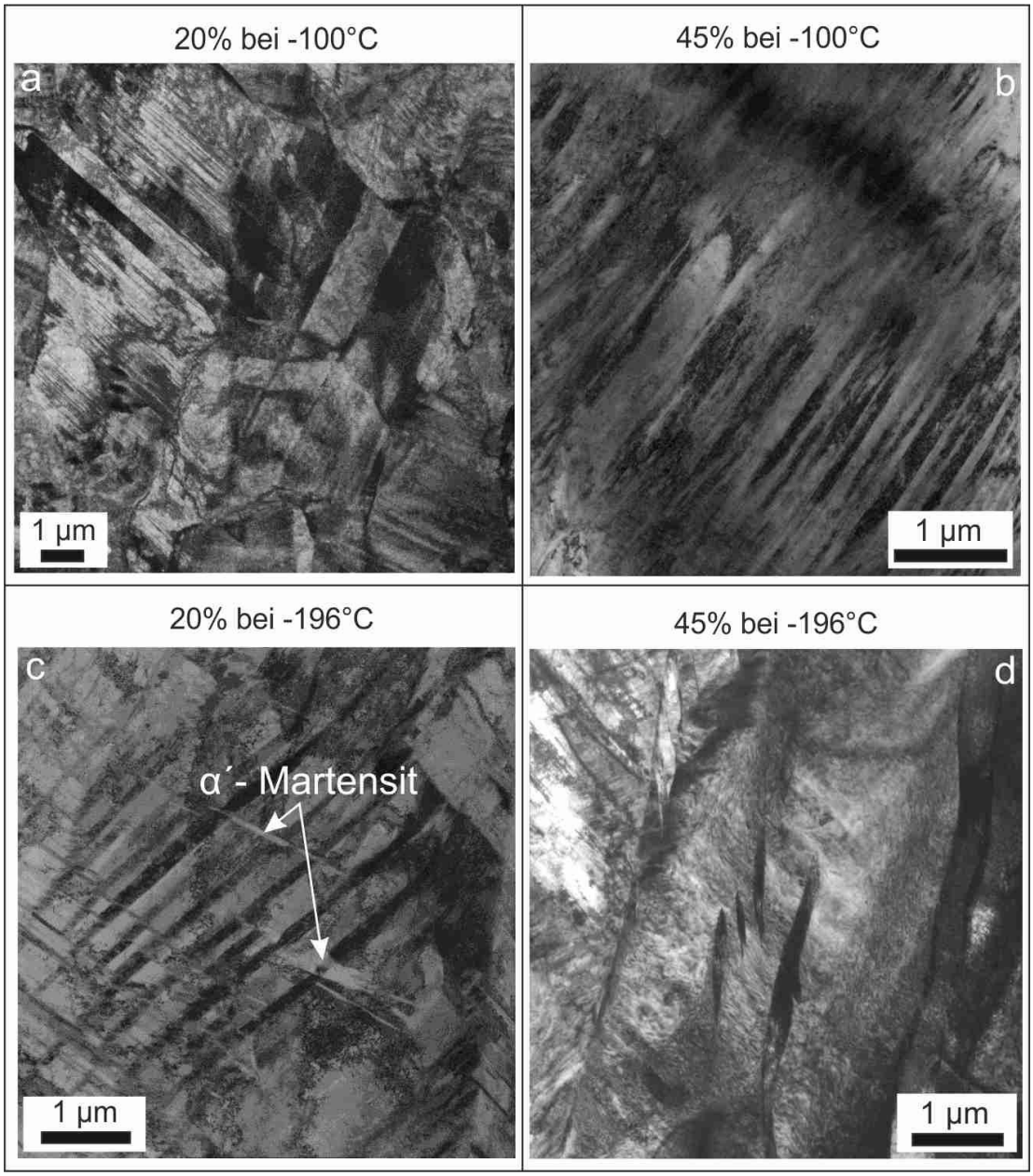


Abbildung 48: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei (a-b) -100 °C und (c-d) -196 °C für den X40MnCrAl19-2; d) ist aus [88]

Nach einer Verformung bei einer Temperatur von -196 °C (Abbildung 48 c) und d)) sind deutlichere Unterschiede im Vergleich zu den Strukturen nach einer Verformung bei 25 °C in den TEM-Aufnahmen erkennbar. Ähnlich wie bei einer Verformung, die bei einer Temperatur von -100 °C durchgeführt wurde, ist auch in diesen beiden Verformungszuständen eine hohe Versetzungsdichte in den TEM-Aufnahmen zu erkennen. Des Weiteren lässt sich die Bildung von Verformungszwillingen im Vergleich zum Anlieferungszustand erkennen. Deutlicher ist jedoch die Ausprägung des α´-Martensit in den TEM-Aufnahmen zu erkennen, welche in Abbildung 48 c) beispielhaft markiert sind. Ein Vergleich der TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Dehnungen, zeigt, dass die Größe des α´-Martensit von einer Verformung von 20 % zu 45 % zunimmt (vgl. Abbildung 48 c) und d)).

Eine genauere Betrachtung der vorliegenden Mikrostruktur wurde durch Aufnahmen mit einer höheren Vergrößerung im TEM durchgeführt. In Abbildung 49 sind TEM-Detailaufnahmen nach einer Verformung auf eine Gesamtdehnung von 45 % bei einer Verformungstemperatur von -100 °C dargestellt. Abbildung 49 a) zeigt feine ε- Martensitplatten, die in unterschiedlicher Orientierung vorliegen. Bei einer etwas geringeren Vergrößerung (Abbildung 49 b)) ist der ε-Martensit noch zu erkennen, jedoch nur noch in einer Orientierung. Dieses kann begründet werden über die Vergrößerung der Aufnahme, da der ε- Martensit sehr fein verteilt vorliegt. Der α´- Martensit liegt in diesem Bereich zeilenförmig parallel zum ε- Martensit vor.

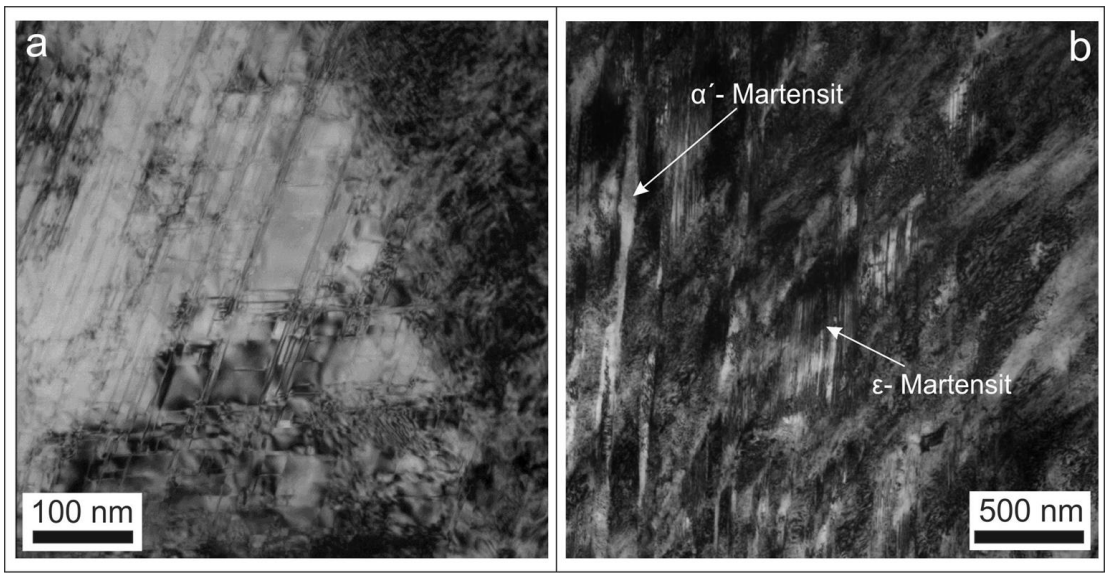


Abbildung 49: TEM-Detailaufnahmen nach einer Verformung um 45 % bei -100 °C für den X40MnCrAl19-2

Eine weitere Analyse der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Verformung bei noch tieferen Temperaturen des X40MnCrAl19-2 wurde anhand von SAD-Aufnahmen durchgeführt.

Für diese Analyse wurde eine Probe verwendet, die bei einer Temperatur von -196 °C um 45 % verformt wurde. Abbildung 50 a) zeigt eine Übersichtsaufnahme nach der Verformung, auch hier sind wie schon zuvor betrachtet, eine hohe Versetzungsdichte aber auch Anteile an α´-Martensit zu erkennen. Des Weiteren konnte durch eine Analyse dieses Probenbereiches ε-Martensit (im unteren Bildbereich durch einen Kreis markiert) nachgewiesen werden. Die zu diesem Bereich zugehörige SAD-Aufnahme ist in Abbildung 50 b) dargestellt. In dieser Aufnahme können die Beugungspunkte allgemein zur austenitischen Grundmatrix zugeordnet werden und die zusätzlichen Beugungspunkte resultieren von Zwillingen oder ε-Martensit.

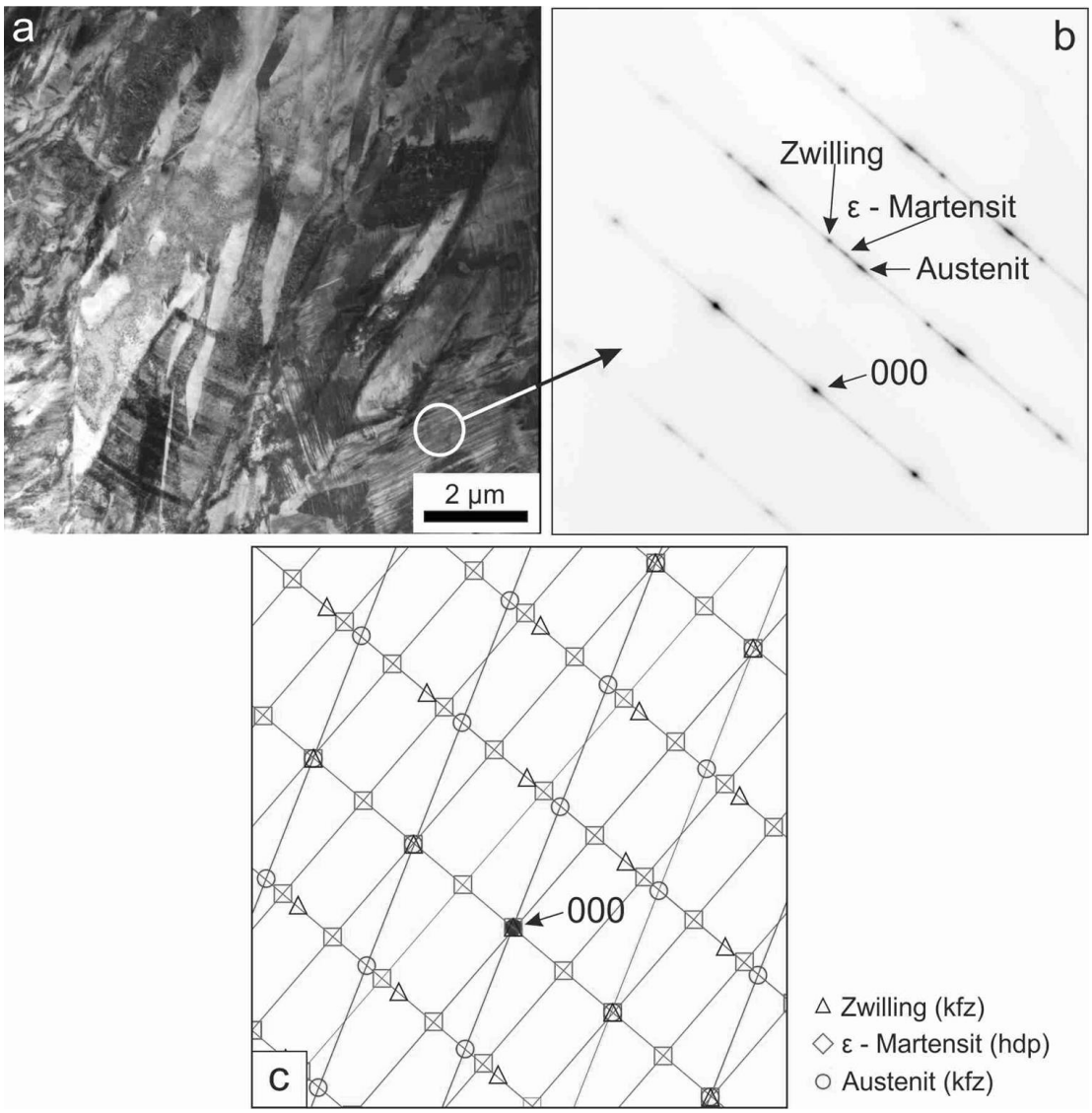


Abbildung 50: Nachweis von ε- Martensit nach einer Verformung um 45 % bei -196 °C für den X40MnCrAl19-2, a) TEM- Hellfeldaufnahme, b) Elektronenbeugungsaufnahme von einem Bereich aus a), schematische Darstellung der Anordnung von ε- Martensit, Austenit und Zwillingen in c)

Eine detailliertere Zuordnung der Beugungspunkte von Zwillingen, ε-Martensit und der austenitischen Grundmatrix wurde schematisch in Abbildung 50 c) aufgetragen. Die Zuordnung der Beugungspunkte findet durch verschiedene Symbole statt. Das Symbol ○ kennzeichnet die Beugungspunkte der austenitischen Grundmatrix, die Beugungspunkte des ε-Martensit werden dargestellt durch das Symbol ◊ und die Beugungspunkte von Zwillingen werden gekennzeichnet durch das Symbol Δ. In diesem untersuchten Bereich kann somit eindeutig das Vorhandensein von Zwillingen sowie eine martensitische Phasenumwandlung zu ε-Martensit nachgewiesen werden.

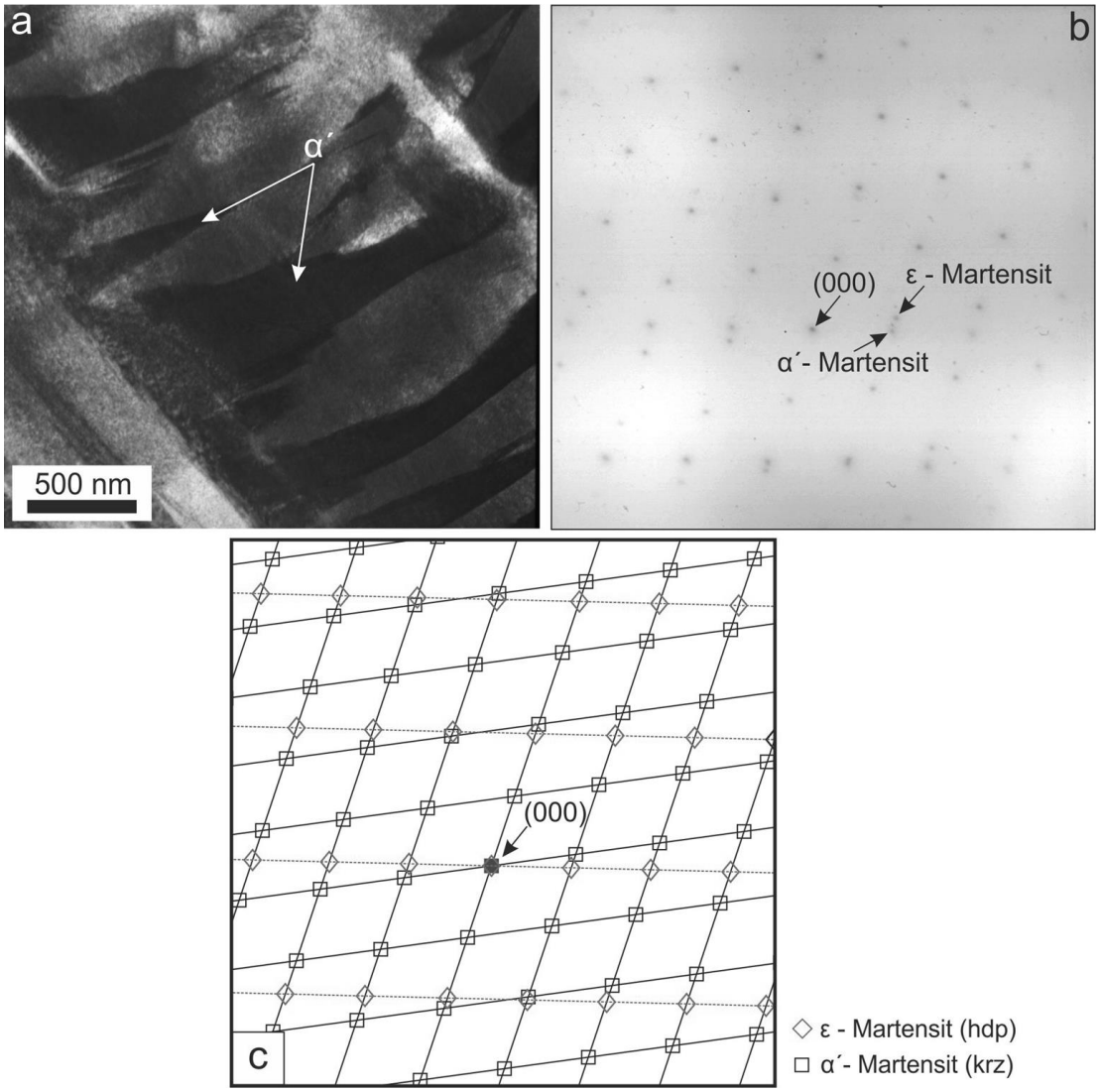


Abbildung 51: Nachweis von α´- Martensit nach einer Verformung um 45 % bei -196 °C für den X40MnCrAl19-2, a) TEM- Hellfeldaufnahme, b) Elektronenbeugungsaufnahme von einem Bereich aus a), schematische Darstellung der Anordnung von α´- Martensit und ε- Martensit in c)

Eine weitere detailliertere Betrachtung eines Bereiches mit α´- Martensit nach einer Verformung um 45 % bei -196 °C des X40MnCrAl19-2 ist in Abbildung 51 dargestellt. In der vergrößerten Aufnahme in Abbildung 51 a) ist hauptsächlich nur α´- Martensit zu erkennen. Die zugehörigen Beugungspunkte sind in der SAD-Aufnahme in Abbildung 51 b) markiert. Durch eine Auswertung der Verhältnisse der Abstände der Beugungspunkte konnte α´- Martensit und ε-Martensit nachgewiesen werden. Eine schematische Auftragung der Struktur des ε-Martensit mit dem Symbol ◊ und des α´- Martensit mit dem Symbol □ ist in Abbildung 51 c) dargestellt. Der ε-Martensit liegt fein verteilt zwischen dem α´- Martensit vor, so dass in diesem Bereich der untersuchten Probe nur verformungsinduzierter Martensit vorhanden ist. Verformungszwillinge oder austenitische Strukturen konnten in diesem Bereich nicht detektiert werden.

Eine weitere Analyse für den Nachweis der vorhandenen Phasen nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen wurde mittels Röntgendiffraktometer durchgeführt. Abbildung 52 zeigt Intensitäten, die nach einer Verformung um 20 % bzw. 45 % bei einer Temperatur von -100 °C aufgenommen wurden. Zusätzlich zu Intensitäten des Austenits konnten kleine Intensitäten des ε-Martensit in beiden Verformungszuständen detektiert werden. Eine direkte Detektion von α´-Martensit kann in den XRD-Aufnahmen in Abbildung 52 a) und b) nicht getroffen werden. Die Intensitäten des α´- Martensit sind zu gering und liegen zumeist nahe der Intensitäten von γ oder ε-Martensit, so dass diese überlagert werden.

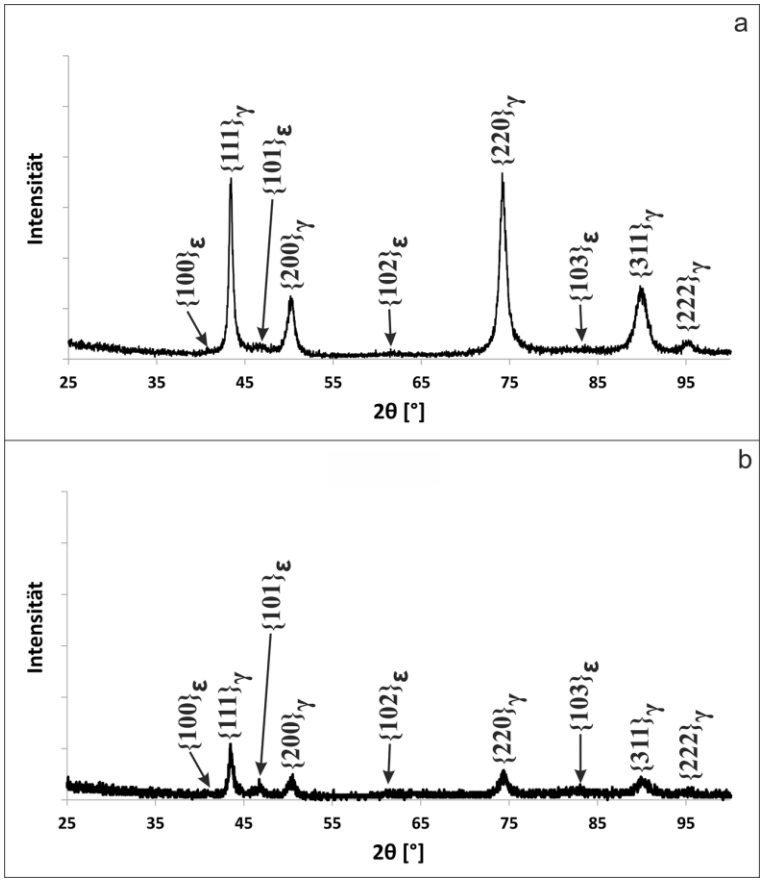


Abbildung 52: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung um a) 20 % und b) 45 % bei -100 °C

Phasenanalysen nach einer Verformung um 25 % bzw. 45 % bei einer Temperatur von -196 °C des X40MnCrAl19-2 sind in Abbildung 53 dargestellt. Die Ergebnisse sind ähnlich der Phasenanalysen an Proben nach einer Verformung bei -100 °C. Auch hier kann der α´- Martensit nicht eindeutig nachgewiesen werden, jedoch zeigt sich eine deutlichere Asymmetrie des $\{111\}_\gamma$–Peaks nach einer höheren Verformung bei -196 °C (Abbildung 53 b)), was auf eine Zunahme an α´- Martensit im Vergleich zu einer mittleren Verformung deutet. Des Weiteren sind ausgeprägte Intensitäten des ε-Martensit nach einer mittleren bzw. hohen Verformung detektierbar.

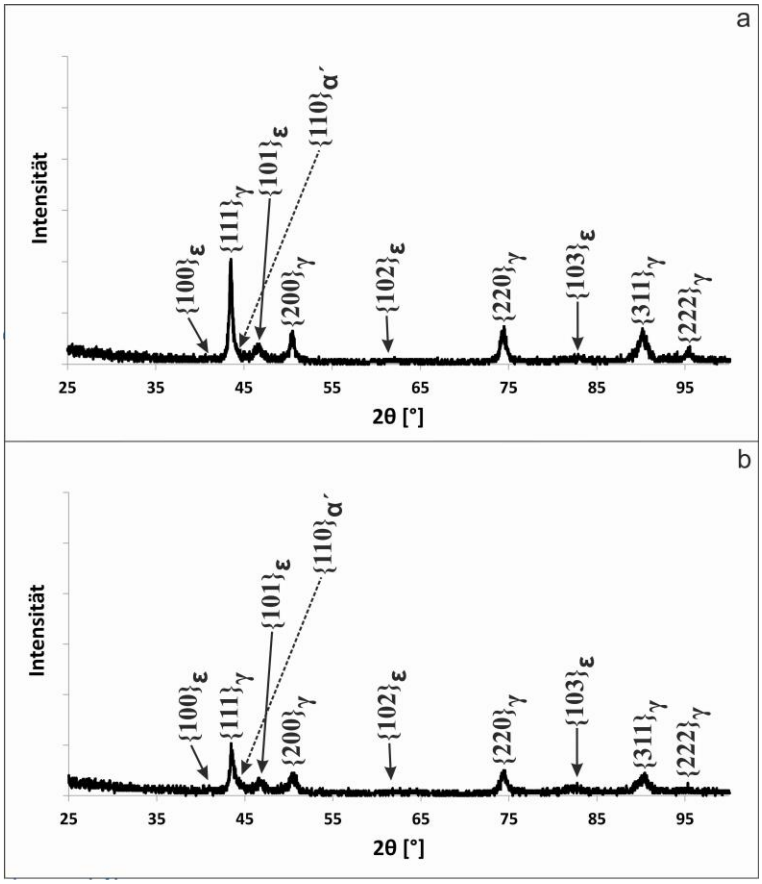


Abbildung 53: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung um a) 20 % und b) 45 % bei -196 °C

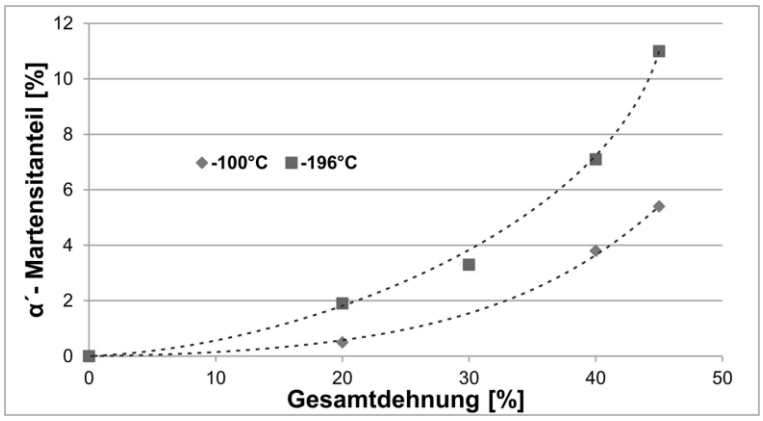


Abbildung 54: α´-Martensitanteil nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen für den X40MnCrAl19-2 nach [88]

Des Weiteren wurden Messungen des α´- Martensitanteils mit einem Feritscope an Proben vor einer Verformung sowie nach einer Verformung auf verschieden hohe Dehnungen bei einer Temperatur von -100 °C bzw. -196 °C durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Messung sind in Abbildung 54 zusammenfassend dargestellt. Hieraus wird ersichtlich, dass der α´- Martensit Gehalt in den einzelnen Zuständen zunächst mit steigender Verformung progressiv zunimmt.

Eine Verformungstemperatur von -196 °C zeigt eine deutlich stärkere Bildung von α´- Martensit als eine Verformung bei einer Temperatur von -100 °C.

Entwicklung der Mikrostruktur im Hochtemperaturbereich

X-IP™1000

TEM-Hellfeldaufnahmen des X-IP™1000 nach einer Vorverformung um 20 % bzw. 45 % bei einer Verformungstemperatur von 200 °C sind in Abbildung 55 dargestellt. Nach einer Verformung um 20 % lässt sich im Vergleich zum Anlieferungszustand (Abbildung 19) qualitativ eine höhere Versetzungsdichte erkennen. Jedoch ist die Anordnung der Versetzungen nicht homogen verteilt, sondern es lassen sich Bereiche erkennen, in denen kaum Versetzungen vorhanden sind. Andeutungsweise kann hier von einer Bildung von Versetzungszellen gesprochen werden. Des Weiteren sind nach dieser Vorbehandlung viele Stapelfehler vorhanden.

Eine höhere Verformung um 45 % bei einer Verformungstemperatur von 200 °C führt zur Bildung von Zwillingen (siehe Abbildung 55 b)). Die SAD-Aufnahme in Abbildung 55 b) weist eindeutig durch die zusätzlichen Reflexe auf Zwillinge hin. Ebenso kann auch nach einer hohen Verformung wie erwartet eine hohe Versetzungsdichte nachgewiesen werden, wobei die Probe aber auch teilweise von Versetzungen freie Bereiche aufweist. Stapelfehler konnten bei dieser hohen Verformung nur in einem geringen Umfang nachgewiesen werden.

Die Untersuchung der Mikrostruktur nach einer Verformung um 20 % bzw. 35 % des X-IP™1000 bei einer Temperatur von 400 °C zeigt Unterschiede zu der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Verformung bei einer Temperatur von 200 °C auf. Eine Verformung um 20 % und auch um 35 % bei 400 °C zeigt eine hohe Dichte an Versetzungen, wobei auch Bereiche vorkommen, in denen eine geringe Versetzungsdichte vorhanden ist (vgl. Abbildung 56 a) und b)). Mechanisch induzierte Zwillinge konnten in beiden Verformungszuständen nur sehr selten nachgewiesen werden. Dagegen sind, wie in Abbildung 56 a) im mittleren Korn zu erkennen, vermehrt Rekristallisationszwillinge vorhanden. Des Weiteren konnten in beiden Verformungszuständen sehr feine Stapelfehler nachgewiesen werden.

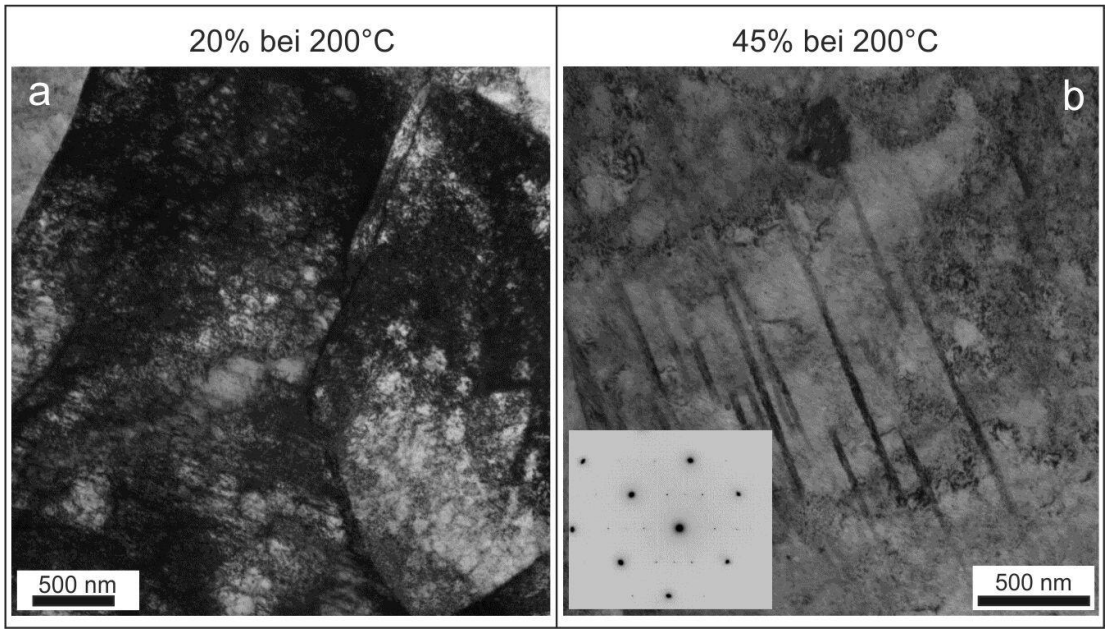


Abbildung 55: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei 200 °C für den X-IP™1000

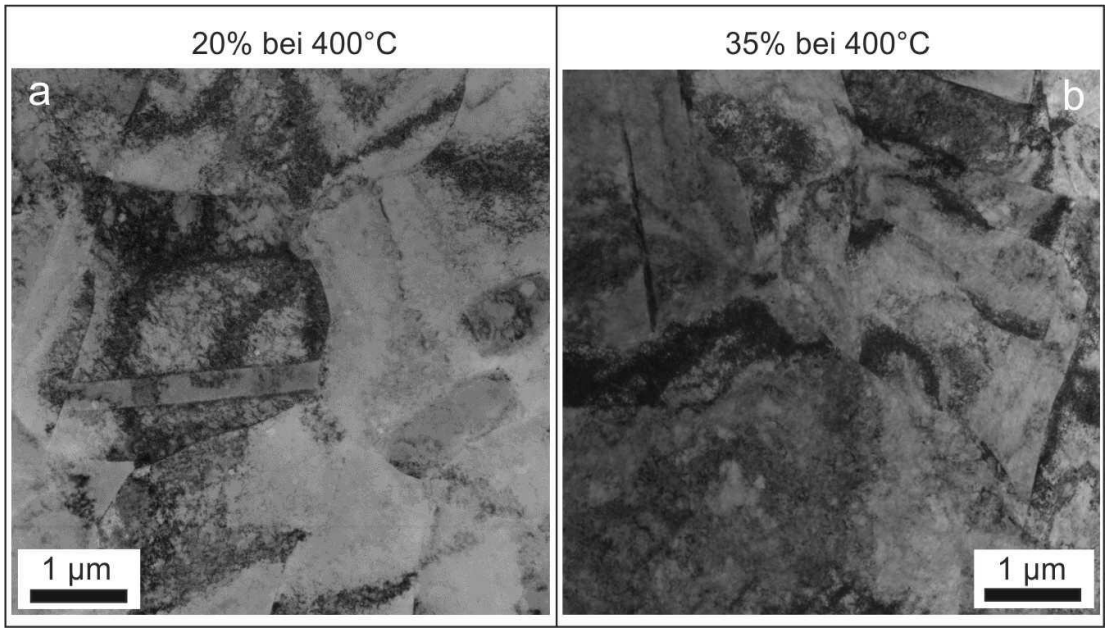


Abbildung 56: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei 400 °C für den X-IP™1000

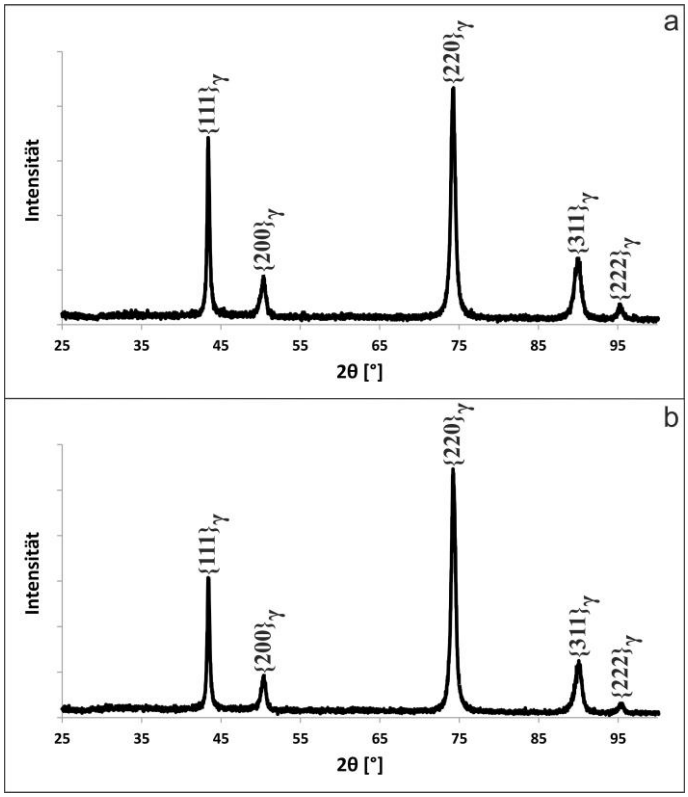


Abbildung 57: Phasenanalysen ermittelt mit einem Röntgendiffraktometer für den X-IP™1000 nach einer Verformung um a) 45 % bei 200 °C und b) 35 % bei 400 °C

Als weitere Untersuchungsmethode für einen Nachweis der im Werkstoff vorhandenen Phasen wurden Röntgendiffraktometermessungen nach einer Verformung um 45 % bei 200 °C und um 35 % bei 400 °C durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 57 dargestellt und zeigen eine rein austenitische Struktur nach der Verformung, sodass bei diesen Verformungstemperaturen keine martensitische Umwandlung stattfindet.

Die gezeigten Unterschiede in der mikrostrukturellen Entwicklung zwischen einer Verformungstemperatur von 200 °C und 400 °C erklären die bei diesen Verformungstemperaturen erreichbaren mechanischen Eigenschaften, diese sind in Abbildung 32 dargestellt. Zwischen 200 °C und 400 °C befindet sich eine Übergangstemperatur, bei der die Höhe der Stapelfehlerenergie so hoch angestiegen ist, dass die Zwillingsbildung bei einer Verformungstemperatur von 400 °C ausbleibt und sich der Werkstoff nur noch durch Versetzungsgleiten verformt. Aus diesem Grund sind die mechanischen Eigenschaften bei einer Verformungstemperatur von 200 °C annähernd gleichwertig wie die mechanischen Eigenschaften bei einer Verformung bei 25 °C. Diese Ergebnisse sind im Einklang mit der Literatur [77, 94]. Für den X-IP™1000 wurde gezeigt, dass die Rekristallisationstemperatur nach einer Verformung um 40 % und anschließende Wärmebehandlung für 30 Minuten bei einer Temperatur von ca. 550 °C liegt [10]. Aus diesem Grund ist davon auszugehen, dass während der Verformung bei erhöhten Temperaturen

eine Erholung der Mikrostruktur beim Überschreiten eines bestimmten Verformungsgrades auftritt. Diese Erholung erklärt auch die Entstehung von versetzungsfreien Bereichen, die nach der Verformung mittels TEM detektiert werden konnten.

X40MnCrAl19-2

Die Ergebnisse der mikrostrukturellen Untersuchung nach einer Verformung bei einer Temperatur von 200 °C sind in Abbildung 58 dargestellt. Nach einer Verformung um 20 % bei einer Temperatur von 200 °C ist in Abbildung 58 a) im Vergleich zum Anlieferungszustand (vgl. Abbildung 23) eine hohe Dichte an Versetzungen zu erkennen. Jedoch sind vermehrt Bereiche vorhanden, die frei von Versetzungen sind und teilweise eine Bildung von Versetzungszellen aufweisen. Die SAD-Aufnahme weist eindeutig auf mechanisch induzierte Zwillinge hin, die Zusatzreflexe sind zugehörig zu den vermehrt vorkommenden breiten Rekristallisationszwillingen im linken Bildbereich.

Nach einer Verformung um 45 % bei einer Temperatur von 200 °C (Abbildung 58 b)) sind vermehrt Verformungszwillinge in der TEM-Aufnahme erkennbar. Zudem lässt sich hier die Bildung von Zwillingen in mehreren Systemen nachweisen. Die Versetzungsdichte ist vergleichbar zum vorherigen Zustand, auch hier kann teilweise die Bildung von Versetzungszellen erkannt werden. Des Weiteren weist dieser Zustand zusätzlich Stapelfehler auf.

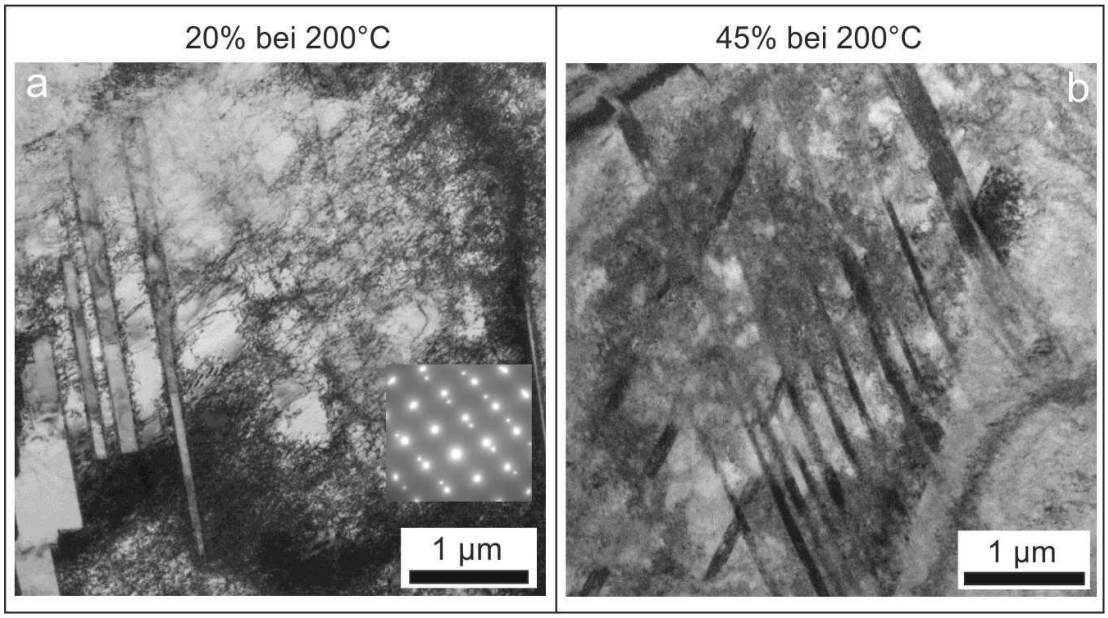


Abbildung 58: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei 200 °C für den X40MnCrAl19-2

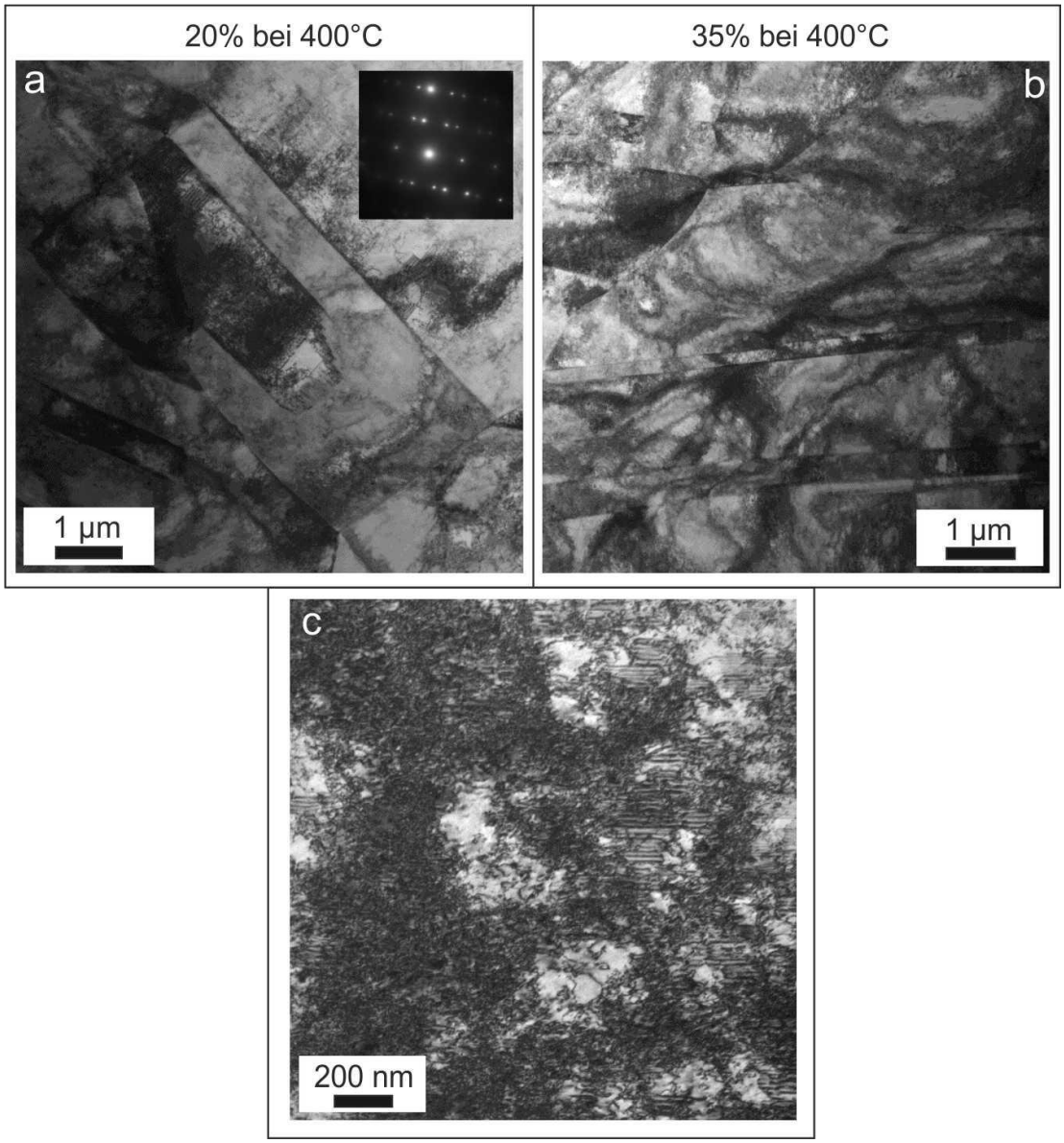


Abbildung 59: TEM-Aufnahmen nach verschieden hohen Verformungen bei 400 °C für den X40MnCrAl19-2 a) und b), c) TEM-Aufnahme mit höherer Vergrößerung aus einem Bereich von b); b) und c) sind aus [88]

Die Ergebnisse der TEM-Untersuchung nach einer Verformung um 20 % bzw. 35 % bei einer Temperatur von 400 °C sind in Abbildung 59 dargestellt. Auch hier lassen sich wie zuvor nach einer Verformung bei einer Temperatur von 200 °C breite Rekristallisationszwillinge erkennen, welche durch die zugehörige SAD-Aufnahme nachgewiesen werden können (Abbildung 59 a)). Ebenso ist eine qualitativ hohe Dichte an Versetzungen zu erkennen, welche auch hier teilweise durch freie Bereiche gekennzeichnet ist. Nach einer Verformung um 35 % bei 400 °C ist die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer TEM-Untersuchung gleichzusetzen wie zuvor für eine Verformung um 20 % beschrieben (vgl. Abbildung 59 a) und b)). Eine Bildung von Verformungszwillingen kann in diesem Zustand nicht beobachtet werden. Aus diesem Grund kann davon ausgegangen werden, dass sich der X40MnCrAl19-2 bei einer Verformung bei 400 °C

nur durch Versetzungsgleiten verformt. Eine vergrößerte Darstellung der Struktur in Abbildung 59 c) ermöglichte eine Untersuchung hinsichtlich der Präsenz von Mikrozwillingen, welche um ein vielfaches kleiner sind als die bisher betrachteten. Das Kontrastprofil einer Zwillingsgrenze weist zwar ebenso Streifen auf, wie ein Stapelfehler [95], die Unterscheidung kann jedoch anhand von Kontrastunterschieden/ -anordnungen im Streifenprofil getroffen werden. Diese Analyse wurde an verschiedenen Stellen in dieser Arbeit durchgeführt. Nach einer Verformung bei einer Temperatur von 400 °C konnten jedoch keine Mikrozwillinge nachgewiesen werden, lediglich viele Stapelfehler und Versetzungszellen sind in Abbildung 59 b) und c) zu erkennen.

An beiden Verformten Zuständen wurde jeweils eine Phasenanalyse mittels Röntgendiffraktometer durchgeführt und ausgewertet. Für die Analyse wurden die Zustände verwendet, die die höchste Verformung bei einer Temperatur von 200 °C und 400 °C erfahren haben. Somit konnte sichergestellt werden, dass jede verformungsinduzierte Mikrostrukturentwicklung detektiert werden konnte. Die Ergebnisse sind in Abbildung 60 dargestellt und zeigen jeweils für beide Verformungszustände ein rein austenitisches Gefüge, ohne Hinweise auf eine Bildung von martensitischen Strukturen.

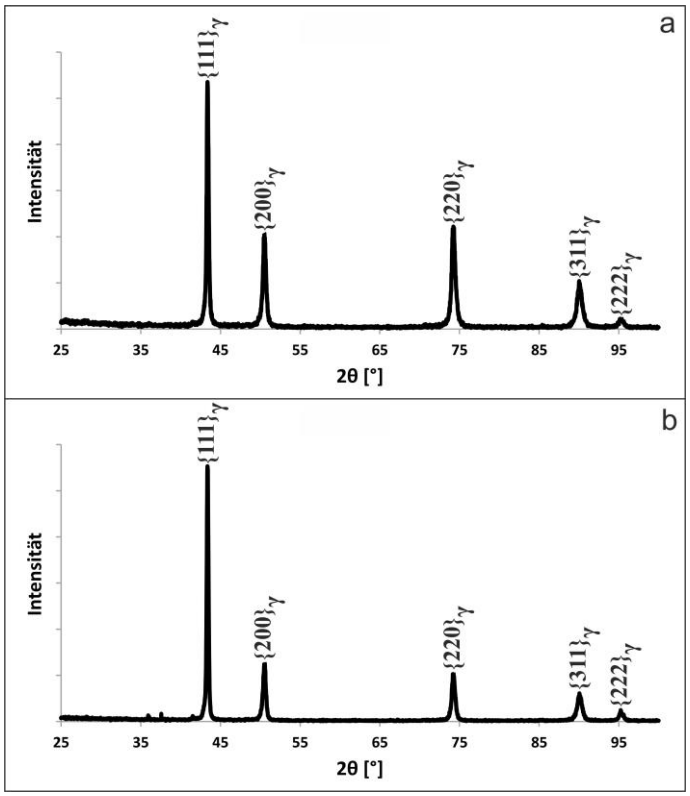


Abbildung 60: Phasenanalysen ermittelt mit dem Röntgendiffraktometer für den X40MnCrAl19-2 nach einer Verformung um a) 45 % bei 200 °C und b) 35 % bei 400 °C

Eine Zusammenfassung der in diesem Kapitel gezeigten Ergebnisse wird im Folgenden in der Diskussion der monotonen mechanischen Eigenschaften des jeweiligen TWIP-Stahls gegeben.

4.2 Anlassbeständigkeit nach der Vorbehandlung

Ein weiterer wichtiger Aspekt bei der Verwendung von vorverformten hoch manganhaltigen TWIP-Stählen in der technischen Anwendung ist die Anlassbeständigkeit der einzelnen Zustände nach den zuvor betrachteten Vorbehandlungen bei verschiedenen Temperaturen. Wichtig ist dabei die Betrachtung der Beständigkeit der Festigkeit bis zu einer Temperatur von 650 °C. Unterhalb dieser Temperatur werden verschiedene Oberflächenbehandlungen wie zum Beispiel die Stückverzinkung oder die kathodische Tauchlackierung zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften durchgeführt. Bei einer Stückverzinkung wird das Bauteil nach einer Reinigung in eine Zinkschmelze getaucht. Bei diesem Beschichtungsprozess können Temperaturen bis zu 530 °C (Hochtemperaturverzinkung) auftreten [96]. Die kathodische Tauchlackierung findet besonderes im Automobilbereich ihren Einsatz, bei diesem Verfahren werden Temperaturen von bis zu 210 °C erreicht.

Aus diesem Grund wurde die Anlassbeständigkeit für die beiden TWIP-Stähle nach einer Vorbehandlung bei den Temperaturen 450 °C, 550°C und 650 °C untersucht. Mit dem Hintergrund, dass eine hohe Deformation des Werkstoffes eine frühere Rekristallisation bewirkt als bei niedrigen Verformungen wurden jeweils die Zustände gewählt, die eine hohe Verformung aufweisen. Dabei wurden die Verformungstemperaturen von -100 °C, 25 °C und 200 °C untersucht, da sich diese prozesstechnisch für die Herstellung eines Bauteils am ehesten eignen. Als Beispiel wäre eine Verformungstemperatur von -196 °C für die Herstellung eines Formteiles in einem Werkzeug schwierig umzusetzen, da zwischen dem Kühlen und dem Einlegen der gekühlten Platine in ein Werkzeug ist ein Temperaturverlust vorhanden. Diesen Temperaturverlust bei so tiefen Temperaturen zu minimieren wäre nur mit aufwändigen Methoden zu bewerkstelligen. Für eine zeitabhängige Betrachtung der Anlassbeständigkeit wurden des Weiteren Untersuchungen bei einer kurzen Wärmebehandlungszeit (2 min) sowie bei einer längeren Wärmebehandlungszeit (30 min) vorgenommen. Um den Einfluss von Sauerstoff und Verunreinigungen in der Umgebungsluft zu vermeiden wurden die Wärmebehandlungen in einem Schutzgas durchgeführt. Somit konnte sichergestellt werden, dass die einzelnen Probenzustände unter den gleichen Umgebungsbedingungen wärmebehandelt wurden.

In Abbildung 61 sind die Ergebnisse der Anlassversuche am vorbehandelten X-IP™1000 aufgetragen. Die schwarz- gestichelte Linie in den einzelnen Diagrammen kennzeichnet jeweils

die Festigkeit, die durch die jeweilige Vorbehandlung eingestellt wurde. Bis zu einer Anlasstemperatur von 450 °C bei einer Zeit von 2 min weisen die Vorbehandlungen bei 25 °C, 200 °C und -100 °C keinen oder nur sehr geringen Festigkeitsverlust auf. Erst bei einer Anlasstemperatur von 550 °C für 2 min erfolgt bei allen Zuständen ein Festigkeitsverlust, der bedingt durch eine Erholung/Rekristallisation des Werkstoffes, verursacht wird. Eine längere Anlasszeit zeigt einen größeren Einfluss auf die Festigkeit, bei allen Zuständen liegt schon bei einer Anlasstemperatur von 450 °C eine relativ hohe Abnahme der Festigkeit vor. Insgesamt liegt nach einer Folgebehandlung mit einer Anlasstemperatur von bis zu 550 °C bei allen untersuchten vorbehandelten Zuständen eine immer noch hohe Härte von durchschnittlich 465 HV bei einer Anlasszeit von 2 min und bei einer Anlasszeit von 30 min durchschnittlich 435 HV vor.

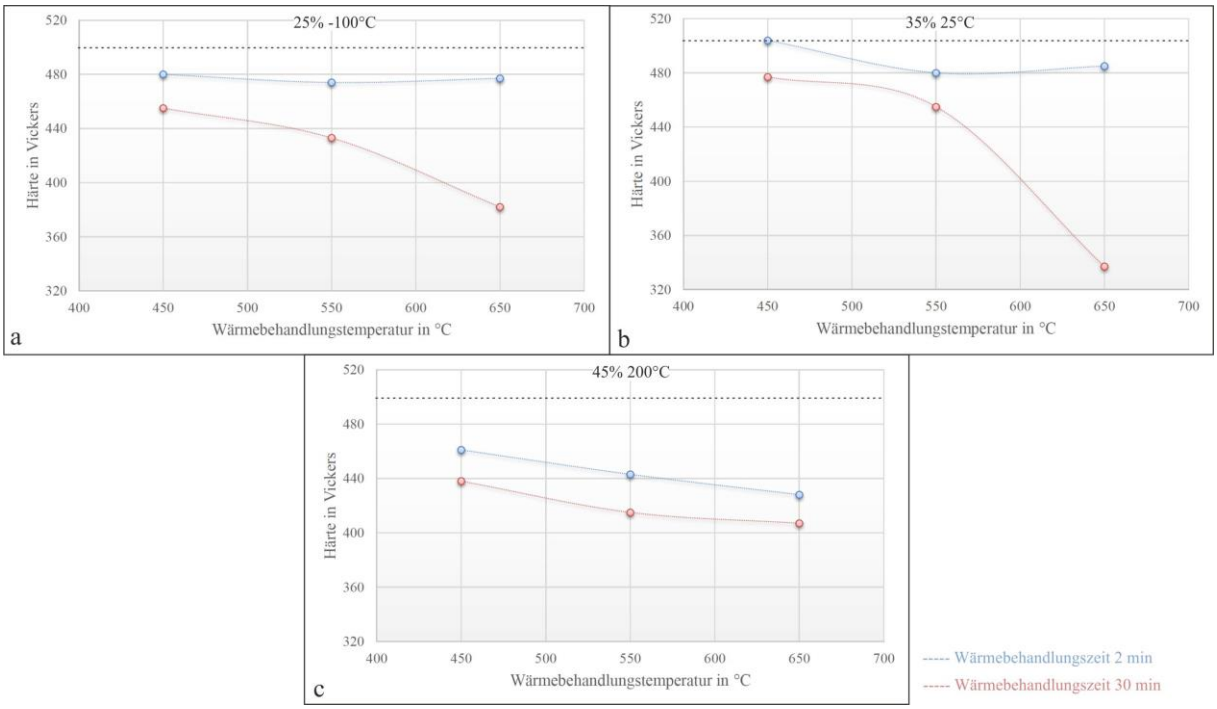


Abbildung 61: Anlassbeständigkeit des X-IP™1000 bei nachfolgender Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 450 °C bis 650 °C bei einer Wärmebehandlungszeit von 2 min (blaue Linie) und 30 min (rote Linie), die schwarz gestrichelte Linie kennzeichnet die Festigkeit direkt nach der jeweiligen Vorbehandlung

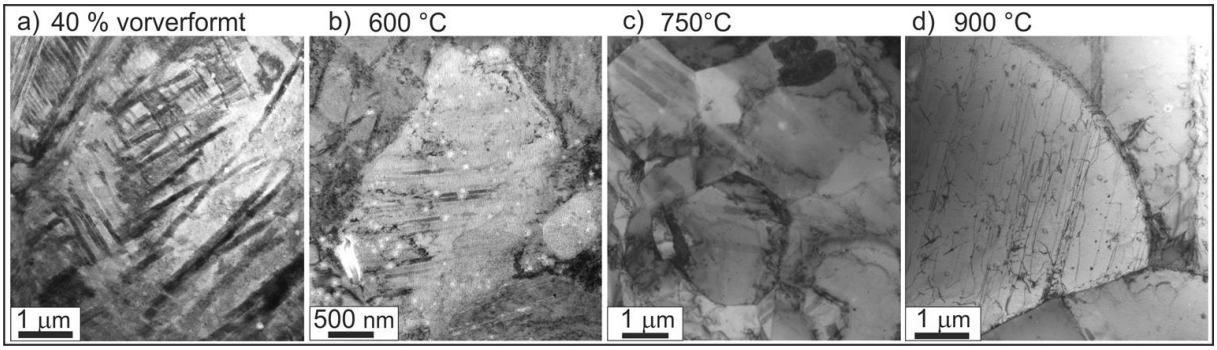


Abbildung 62: Transmissionselektronenmikroskopische Aufnahmen der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer 30minütigen Wärmebehandlung bei verschiedenen Temperaturen von vorverformten X-IP™1000 Proben [10]

Die mikrostrukturelle Entwicklung bedingt durch eine Wärmebehandlung eines zuvor um 40 % vorverformten X-IP™1000 ist in Abbildung 62 dargestellt. Bezogen auf den 40 % vorverformten Zustand mit einer hohen Zwillings- und Versetzungsdichte kann nach einer Wärmebehandlung bei 600 °C für 30 min eine Erholung der Struktur erkannt werden. Diese Mikrostruktur ist ähnlich wie die des Anlieferungszustandes (vgl. Abbildung 19), aus diesem Grund weist der Werkstoff bei einer folgenden monotonen Belastung ähnliche mechanische Eigenschaften auf wie der getestete Anlieferungszustand [10]. Eine weitere Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur weist auf einen hohen Rekristallisationsgrad durch eine deutliche Abnahme von Zwillinge sowie Versetzungen im Vergleich zum verformten Zustand hin (siehe Abbildung 62 a) und c)). Wird die Temperatur nochmals erhöht kommt es zu einer starken Kornvergröberung.

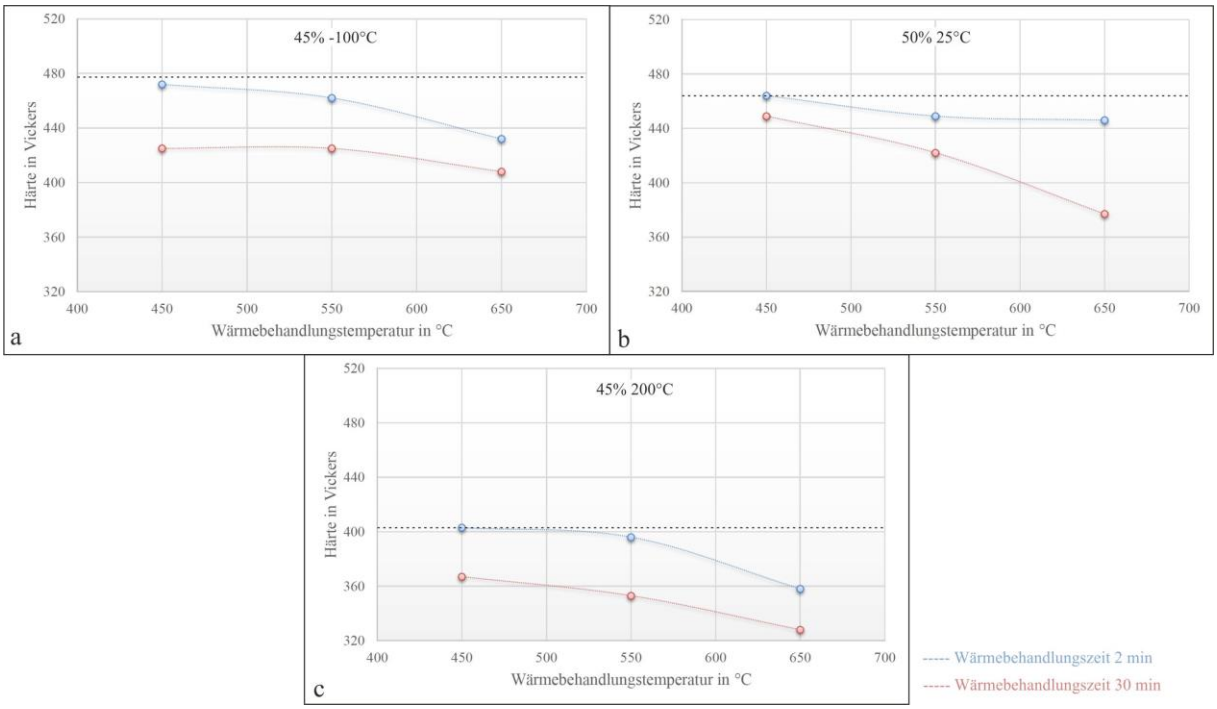


Abbildung 63: Anlassbeständigkeit des X40MnCrAl19-2 bei nachfolgender Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 450 °C bis 650 °C bei einer Wärmebehandlungszeit von 2 min (blaue Linie) und 30 min (rote Linie), die schwarz gestrichelte Linie kennzeichnet die Festigkeit direkt nach der jeweiligen Vorbehandlung

Ähnliche Aussagen, die zuvor zur Anlassbeständigkeit des X-IP™1000 getroffen wurden, können auch für den X40MnCrAl19-2 getroffen werden. Eine deutliche Festigkeitsabnahme und damit startende Erholung/Rekristallisation kann bei einer Temperatur von 550 °C für eine Zeit von 2 min beobachtet werden (Abbildung 63). Eine Anlasszeit von 30 min führt wie auch schon zuvor beim X-IP™1000 zu einer insgesamt höheren und früheren Festigkeitsabnahme. Auch der X40MnCrAl19-2 TWIP-Stahl weist nach einer Vorbehandlung bei verschiedenen Verformungstemperaturen und anschließender Wärmebehandlung bei 550 °C einen hohen verbleibenden Härtewert von durchschnittlich 435 HV bei einer Anlasszeit von 2 min auf. Die durchschnittliche Härte nach einer Anlasszeit von 30 min liegt bei 395 HV.

4.3 Charakterisierung der Ermüdungseigenschaften

In diesem Abschnitt werden die Eigenschaften der beiden untersuchten TWIP-Stähle unter einer zyklischen Belastung dargestellt. Dazu wurden Proben untersucht, die zuvor Vorverformungen bei verschiedenen Temperaturen erfahren haben. Zunächst wird der Einfluss der verschiedenen Vorbehandlungen auf die Entwicklung der Eigenschaften bedingt durch eine Ermüdungsbeanspruchung bei Raumtemperatur dargestellt. Anschließend wird die Mikrostruktur untersucht, welche sich nach einer zyklischen Belastung in den jeweiligen Proben eingestellt hat. Bedingt durch die unterschiedlichen Temperaturen bei der Vorbehandlung wird das Hauptaugenmerk auf eventuelle Interaktionen zwischen verschiedenen Defekten sowie deren Neuanordnung gelegt. Im Fokus stand die Stabilität der Mikrostruktur, weshalb eine Betrachtung der Ermüdungseigenschaften im HCF-Bereich oder aber auch des Risswachstumsverhalten nicht durchgeführt wurde.

4.3.1 Einfluss der Vorbehandlungen auf die Ermüdungseigenschaften

Einfluss einer Raumtemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

Die Ergebnisse der Untersuchung der Ermüdungseigenschaften bei Raumtemperatur des X-IP™1000, welcher bei einer Verformungstemperatur von 25 °C auf Verformungen von 20 % und 35 % gezogen wurde, ist in Abbildung 64 im direkten Vergleich mit den Ermüdungseigenschaften des Anlieferungszustandes dargestellt. Die Ermüdung der Zustände mit Dehnungsamplituden von $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}23$ % bis 0,6 % zeigt im Allgemeinen mit steigendender Dehnungsamplitude eine Zunahme der Spannungsamplitude begleitend mit einer Abnahme der Lebensdauer. Diese Ursache ist bekannt und lässt sich auf eine steigendende plastische Dehnungsamplitude bei einer Vergrößerung der Total-Dehnungsamplitude zurückführen. Des Weiteren zeigen alle Kurvenverläufe einen Anstieg der Spannungsamplitude bis zu einem Zyklus von ca. 100. Dieser Anstieg ist zunächst bedingt durch die Regelung der Prüfmaschine zu erklären. Für eine Regelung der Dehnungsamplitude wurde die Option “Spitzenwertregelung“ in der Software der MTS Prüfmaschine aktiviert, so dass eine Korrektur der Dehnungsamplitude in den ersten Zyklen stattgefunden hat. Die Auswertung der Dehnungsamplitude, betrachtet über die Zyklenzahl, ergab bei allen Ermüdungsversuchen eine konstante Dehnungsamplitude ab einer gemittelten Zyklenzahl von ca. 50. Aus diesem Grund resultiert der weitere Anstieg

der Spannungsamplitude in Abbildung 64 aus einer Materialverfestigung während der Ermüdung bis zu einer Zyklenzahl von ca. 100 (vgl. Kapitel 2.3 “Grundlagen der Materialermüdung“). Die aktivierte Spitzenwertregelung ist wichtig für die weitere Betrachtung aller Wechselverformungskurven in dieser Arbeit und muss stets bei der Diskussion beachtet werden.

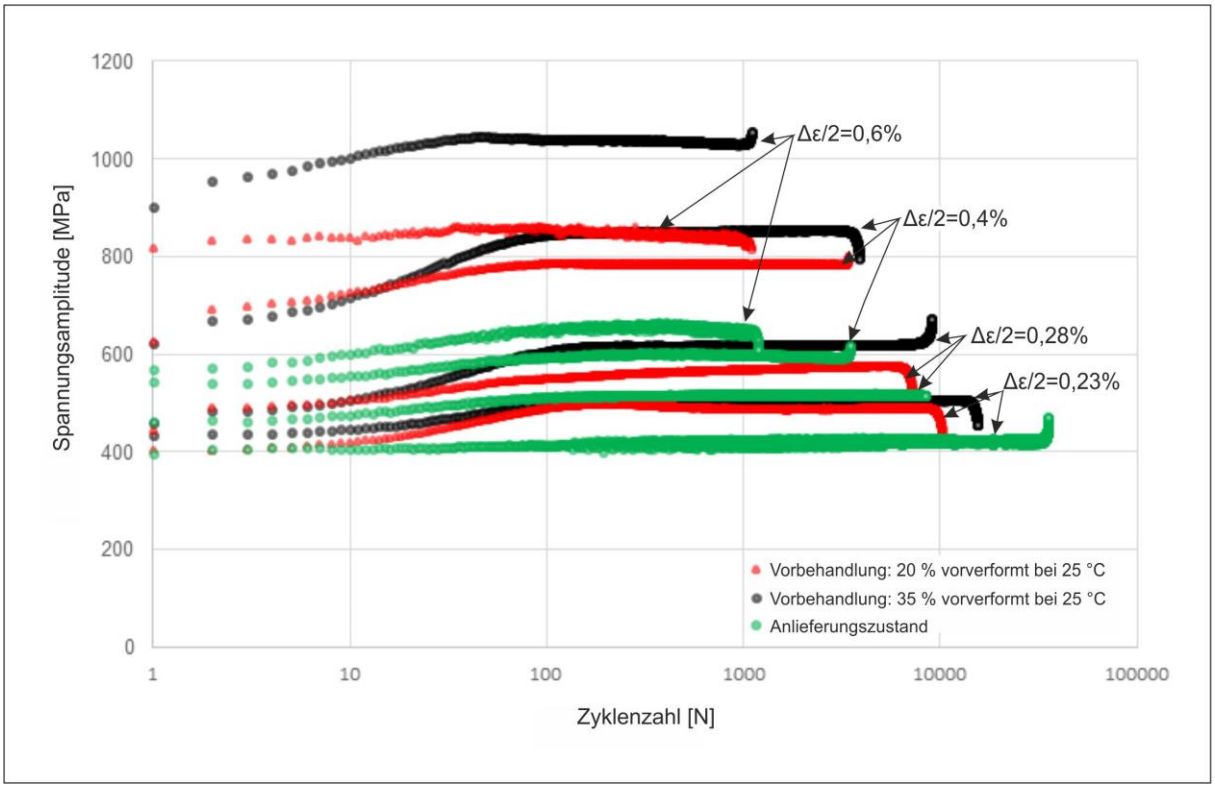


Abbildung 64: Wechselverformungskurven für den X-IP™1000 im Anlieferungszustand, nach einer Vorverformung um 20 % und 35 % bei 25 °C

Anschließend an die Verfestigungsphase gehen die Kurvenverläufe bis zu einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % in einen Sättigungsbereich über, der bis zur Rissinitiierung im Werkstoff konstant bleibt. Oberhalb einer Dehnungsamplitude von 0,4 % zeigt sich bei beiden vorverformten Zuständen eine Entfestigung. Im Anlieferungszustand zeigt der X-IP™1000 bereits bei einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % eine Entfestigung. Durch eine Vorverformung um 10 % und 20 % konnten Niendorf et al. [12] eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften erzielen. Nicht nur eine Entfestigung wurde durch eine zuvor in die Proben eingebrachte Verformung verhindert, sondern es wurde auch eine höhere Lebensdauer bei einer Vorverformung von 20 % im Vergleich zum Anlieferungszustand bzw. einer Vorverformung von 10 % erzielt.

Bedingt durch eine vor der Ermüdung aufgeprägte monotone Vorverformung in einem Fe-18Mn-0,6C TWIP-Stahl konnte durch Kim et al. [13] eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften im HCF-Bereich gezeigt werden, jedoch zeigen die Autoren in Ihrer Studie eine Abnahme der Lebensdauer im LCF-Bereich. Diese Ursache wird auf eine Erhöhung der Festigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Duktilität je nach Höhe der Vorverformung zurückgeführt. In Abbildung 64 wird jedoch ersichtlich, dass eine Erhöhung der Vorverformung bei Raumtemperatur nicht nur eine Erhöhung der Spannungsamplituden bewirkt, sondern auch tendenziell höhere Lebensdauern erzielt. Eine detailliertere Betrachtung der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Ermüdung wird in einem folgenden Kapitel dieser Arbeit erfolgen.

X40MnCrAl19-2

Die Ermüdungseigenschaften nach einer Vorverformung des X40MnCrAl19-2 um 25 % und 50 % bei einer Verformungstemperatur von jeweils 25 °C sind im direkten Vergleich mit den Ermüdungseigenschaften des Anlieferungszustandes in Abbildung 65 zusammenfassend dargestellt. Die Spannungsamplituden der vorverformten Zustände sind deutlich höher als die des Anlieferungszustandes. Dieser Effekt macht sich besonders bei einer Ermüdung mit einer hohen Dehnungsamplitude bemerkbar. Im Vergleich zu den Ermüdungseigenschaften des X-IP™1000 nach einer Vorverformung bei 25 °C liegen die erreichbaren Spannungsamplituden wegen der Korngröße nach beiden Vorverformungsprozeduren etwas niedriger. Das Verhalten des Werkstoffes während der Ermüdung ist jedoch qualitativ sehr ähnlich, d. h. mit einer steigenden Dehnungsamplitude steigt gleichzeitig die resultierende Spannungsamplitude wohingegen sich die Anzahl an Zyklen gegensätzlich verhält. Dieser Effekt ist auf die plastische Dehnung zurück zu führen, die mit steigender Dehnungsamplitude zunimmt.

Des Weiteren kann bei allen Wechselverformungskurven in Abbildung 65 eine Verfestigung des Materials während der Ermüdung in den ersten Zyklen beobachtet werden. Darauffolgend läuft die Spannungsamplitude in eine Sättigung. Dieses Verhalten erfolgt bis zu einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 %. Eine Belastung oberhalb dieser Dehnungsamplitude zeigt eine deutliche Entfestigung des Materials. Des Weiteren hat die Höhe der Vorverformung bis zu einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % keinen signifikanten Einfluss auf die Spannungsamplitude. Diese liegt jeweils im Sättigungsbereich auf dem gleichem Niveau, lediglich die Lebensdauern variieren. Diese Ermüdungseigenschaften sind äquivalent zu den zyklischen Eigenschaften des zuvor untersuchten X-IP™1000. Jedoch zeigt der Anlieferungszustand schon bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit

einer Dehnungsamplitude von 0,28 % eine deutliche Entfestigung während der Ermüdung. Eine Vorverformung des X40MnCrAl19-2 wirkt sich daher positiv auf die Ermüdungseigenschaften bei hohen Dehnungsamplituden aus. Eine allgemeingültige Aussage zu dem Verhalten der Lebensdauer der einzelnen Zustände kann an dieser Stelle nicht getroffen werden. Teilweise wird eine deutliche Erhöhung der Lebensdauer durch eine Erhöhung der Vorverformung im Vergleich zum Anlieferungszustand erzielt ($\Delta\varepsilon/2$ = 0,23 %, 0,28 % und 0,4 %). Bei einer Dehnungsamplitude von 0,6 % liegt die Lebensdauer nach einer Vorverformung unabhängig der Höhe der Vorverformung unterhalb der Lebensdauer des Anlieferungszustandes.

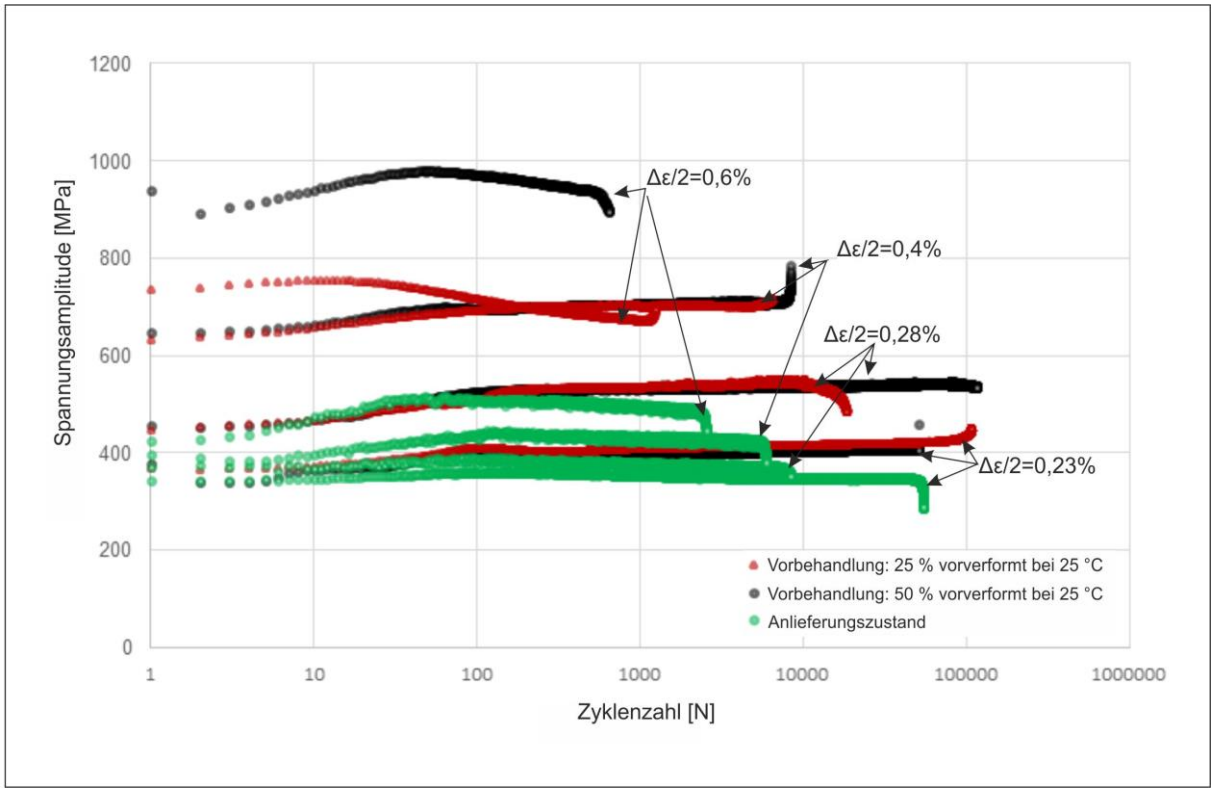


Abbildung 65: Wechselverformungskurven für den X40MnCrAl19-2 im Anlieferungszustand, nach einer Vorverformung um 25 % und 50 % bei 25 °C nach [97]

Einfluss einer Hochtemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

Der Einfluss einer Vorbehandlung der Proben bei Temperaturen von 200 °C und 400 °C auf die Ermüdungseigenschaften des X-IP™1000 ist durch die Auftragung der jeweiligen Wechselverformungskurven in Abbildung 66 dargestellt.

Die Auswertung der Wechselverformungskurven der jeweiligen Zustände zeigt zunächst das übliche Ermüdungsverhalten, das die Probenzustände schon zuvor zeigten. Im Allgemeinen nimmt die Lebensdauer ab, wohingegen die Spannungsamplitude steigt, wenn die Dehnungsamplitude vergrößert wird. Des Weiteren zeigt ein Vergleich von hohen Verformungsgraden mit mittleren Verformungsgraden, dass höhere Spannungsamplituden bei einer hohen Vorverformung der Proben, unabhängig von der Verformungstemperatur, erreicht werden.

Die Proben, die eine Vorbehandlung bei hohen Temperaturen erfahren haben, zeigen im Vergleich zu Proben, die bei Raumtemperatur vorbehandelt wurden, bei einer Beanspruchung mit einer hohen Dehnungsamplitude ($\Delta\varepsilon/2 = 0{,}6$ %) eine deutlich stärkere Entfestigung. Bei einer Dehnungsamplitude von 0,4 % ist in Abbildung 66 ebenfalls eine Entfestigung bei Proben, die eine mittlere Vorverformung bei 200 °C und 400 °C erfahren haben, zu erkennen. Eine hohe Vorverformung bewirkt jedoch folgend auf eine anfängliche Verfestigung in den ersten Zyklen einen Übergang in eine zyklische Sättigung bis zum Versagen der Proben. Die Ursache für dieses unterschiedliche Ermüdungsverhalten nach mittleren und hohen Verformungen ist auf die mikrostrukturellen Änderungen vor der Ermüdung zurückzuführen. Eine genaue Betrachtung der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Ermüdungsbeanspruchung wird in einem folgenden Abschnitt dieser Arbeit durchgeführt.

Insgesamt lässt sich bei der Betrachtung der Wechselverformungskurven in Abbildung 66 bei Proben, die bei einer Temperatur von 200 °C vorbehandelt wurden, eine höhere Spannungsamplitude erkennen als bei Proben, die bei einer Temperatur von 400 °C vorbehandelt wurden. Dieses lässt sich nicht allein auf die Höhe der erreichbaren Vorverformung bei den jeweiligen Verformungstemperaturen zurückführen, sondern auch auf die vor der Ermüdung vorliegende Mikrostruktur (vgl. Abbildung 55 und Abbildung 56). Bei einer Verformungstemperatur von 200 °C wurde im vorherigen Kapitel 4.1.3 gezeigt, dass sich bei einer Vorverformung noch einige Verformungszwillinge ausgebildet haben, bei höheren Verformungstemperaturen jedoch keine zu detektieren waren und hier als Verformungsmechanismus allein Versetzungsgleiten

vorliegt. Durch diese zusätzliche Verfestigung durch Zwillingsbildung bei einer Verformungstemperatur von 200 °C liegt eine höhere Festigkeit des Materials vor als dies eine alleinige Verfestigung durch Versetzungsgleiten zulässt. Dieses lassen auch die monotonen mechanischen Eigenschaften bei einer Verformung bei Temperaturen von 200 °C und 400 °C erkennen (vgl. Abbildung 32).

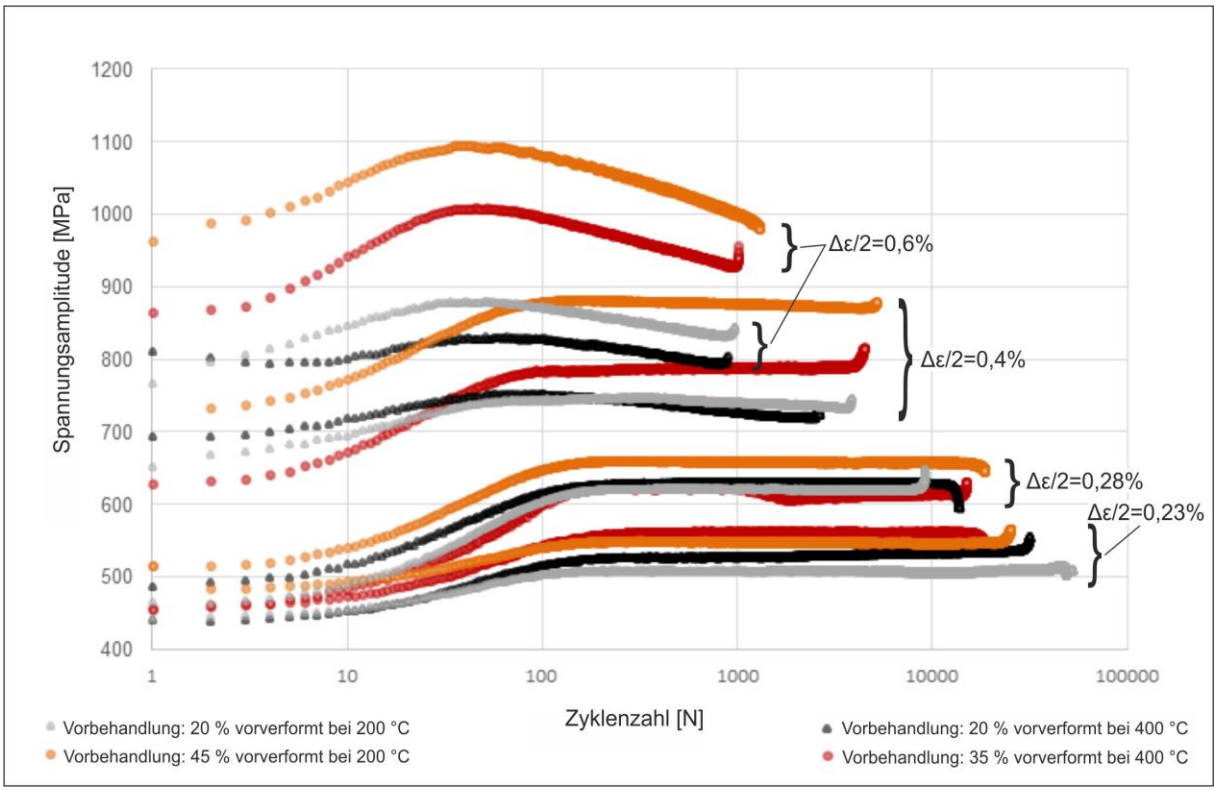


Abbildung 66: Wechselverformungskurven für den X-IP™1000 nach einer Vorverformung um 20 % und 45 % bei 200 °C und um 20 % und 35 % bei 400 °C

Im Vergleich zur Ermüdung von Proben, die bei Raumtemperatur vorbehandelt wurden, sind die Lebensdauern bis zu einer Dehnungsamplitude von 0,4 % in Abbildung 66 geringfügig höher. Zudem liegen die Spannungsamplituden annähernd auf gleicher Höhe. Teilweise zeigen die Proben, die bei einer Temperatur von 200 °C auf eine Vorverformung von 45 % gezogen wurden, bei einer Beanspruchung mit höheren Dehnungsamplituden von 0,4 % und 0,6 %, höhere resultierende Spannungsamplituden als Proben, die bei Raumtemperatur vorverformt wurden. Dies ist auf ein höheres Potential an Verfestigung in den ersten Zyklen während der Ermüdungsbeanspruchung zurückzuführen. Durch die zyklische Beanspruchung der Proben in den ersten Zyklen kann die kritische Spannung zur Bildung von Verformungszwillingen überschritten werden, da bei einer Verformungstemperatur von 200 °C vor der Ermüdung sich nur

teilweise Verformungszwillinge ausgebildet haben. Eine Verformung bei Raumtemperatur bewirkt im Vergleich zu einer Vorverformung bei einer Temperatur von 200 °C eine höhere Dichte von Zwillingen, welches das Materialverhalten bei einer Ermüdungsbeanspruchung schneller in einen zyklischen Sättigungszustand laufen lässt.

X40MnCrAl19-2

In Abbildung 67 sind zusammenfassend die Spannungsamplituden über die Zyklenzahlen der einzelnen Ermüdungsversuche an zuvor bei hohen Temperaturen vorbehandelten X40MnCrAl19-2 Proben aufgetragen. Bei einem Vergleich der einzelnen Zustände wird erkennbar, dass mit einer steigenden Dehnungsamplitude die resultierende Spannungsamplitude ansteigt, und gegensätzlich die Lebensdauer abnimmt. Des Weiteren ist zu erkennen, dass sich bei einer Ermüdungsbeanspruchung von zuvor bei einer hohen Temperatur hochgradig vorverformten Probe eine höhere Spannungsamplitude entwickelt, als bei Proben, die eine mittlere Vorverformung erfahren haben. Dies ist auf eine grundsätzlich höhere Verfestigung durch Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung bei einer Temperatur von 200 °C und reines Versetzungsgleiten bei einer Temperatur von 400 °C zurückzuführen. Vergleicht man das Niveau der Spannungsamplituden der Proben, die mit verschiedenen Temperaturen vorbehandelt wurden, liegt dieses nach einer Vorverformung bei 200 °C immer höher als bei einer Vorverformung bei 400 °C. Dieses Verhalten wurde ebenfalls bei einer Ermüdungsbeanspruchung von zuvor bei hohen Temperaturen vorbehandelten Proben des X-IP™1000 detektiert und ist wie beim X40MnCrAl19-2 auf die vor der Ermüdung vorliegende Mikrostruktur zurückzuführen.

Des Weiteren scheint sich der X40MnCrAl19-2 im Vergleich zum X-IP™1000 nach einer Vorbehandlung bei hohen Temperaturen nicht so stabil bei einer Ermüdungsbeanspruchung zu verhalten. Die Lebensdauern sind im Allgemeinen um ein vielfaches geringer, zudem zeigt der X40MnCrAl19-2 schon bei einer Dehnungsamplitude von 0,4 % eine starke Entfestigung. Der Unterschied in dem Ermüdungsverhalten der beiden Werkstoffe könnte auf die unterschiedliche Korngröße zurückzuführen sein. Der X-IP™1000 weist durch seine kleineren Körner mehr stabile Barrieren gegen Versetzungsgleiten auf als der X40MnCrAl19-2. Somit liegen die Spannungsamplituden des X-IP™1000 durch das höhere Verfestigungspotential auf einem höheren Niveau.

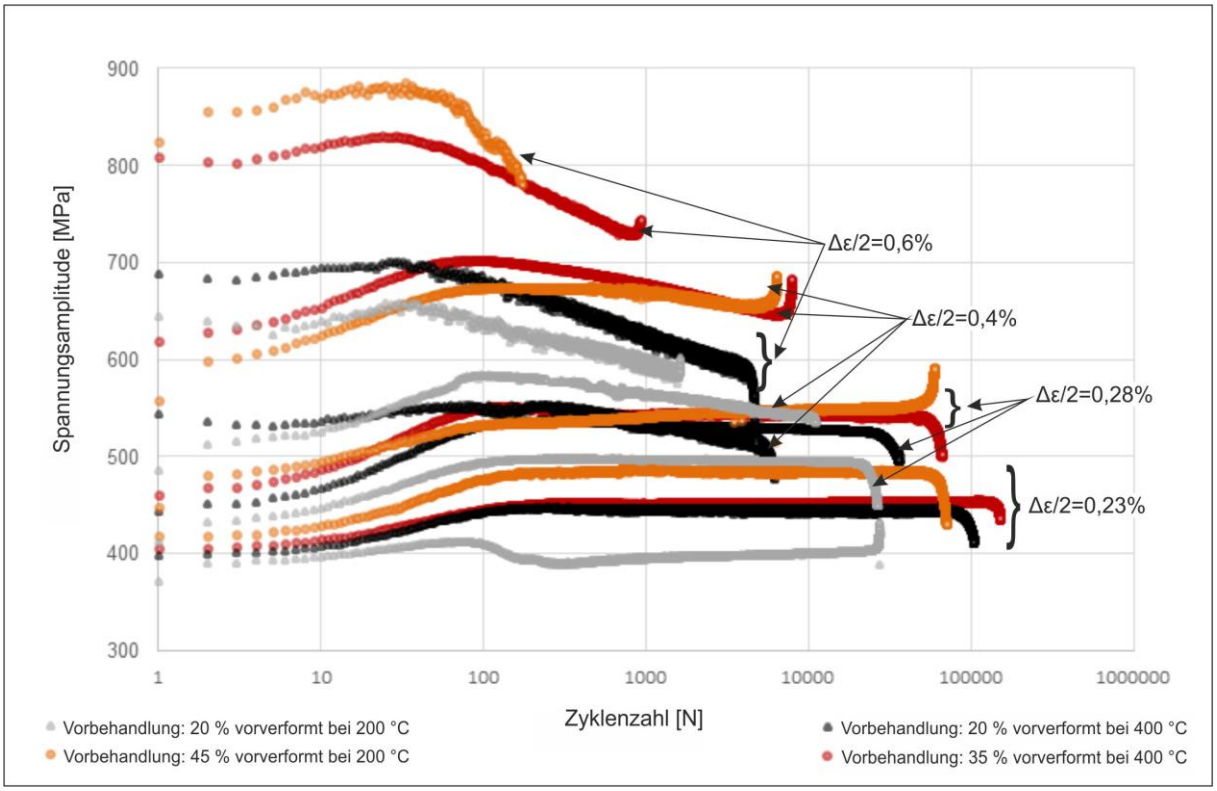


Abbildung 67: Wechselverformungskurven für den X40MnCrAl19-2 nach einer Vorverformung um 20 % und 45 % bei 200 °C und um 20 % und 35 % bei 400 °C

Im Vergleich zu einer zyklischen Beanspruchung von Proben des X40MnCrAl19-2, die bei Raumtemperatur vorverformt wurde, liegt eine leichte Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens bei Proben, die bei hohen Temperaturen vorverformt wurden, vor. Proben, die vor der Ermüdung bei Raumtemperatur verformt wurden, zeigen eine nicht so stark ausgeprägte Entfestigung bei einer Beanspruchung mit hohen Dehnungsamplituden. Des Weiteren zeigt sich bei Proben, die bei Raumtemperatur vorverformt wurden, ein Sättigungsverhalten bei einer Dehnungsamplitude von 0,4 %.

Einfluss einer Tieftemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

Der Einfluss einer Vorverformung bei tiefen Temperaturen auf die Eigenschaften bei einer Ermüdungsbeanspruchung von Proben des X-IP™1000 ist in Form von Wechselverformungskurven für verschiedene Dehnungsamplituden in Abbildung 68 dargestellt. Wiederum lässt sich in dieser Abbildung erkennen, dass eine Steigerung der Dehnungsamplitude eine gleichzeitige Steigerung der Spannungsamplitude bei einer Abnahme der Lebensdauer bewirkt. Proben, die eine Vorverformung um 25 % bei den jeweiligen Temperaturen erfahren haben, entwickeln während der Ermüdungsbeanspruchung mit hohen Dehnungsamplituden ($\Delta\varepsilon/2$ = 0,4 % und 0,6 %) hohe Spannungsamplituden, wohingegen die Spannungsamplitude der Proben, die eine niedrigere Vorverformung (15 %) erfahren haben, jeweils niedriger liegt. Im Gegensatz dazu verhält sich die Entwicklung der Spannungsamplitude bei einer Ermüdung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % und 0,28 % gegensätzlich.

Im Vergleich zu den vorherigen ermüdeten Zuständen des X-IP™1000 (vorverformt bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen) liegen die Spannungsamplituden der jeweiligen Probenzustände, bei gleicher Dehnungsamplitude bei der Ermüdung, näher beieinander. Diese Entwicklung wird besonders bei einer Beanspruchung mit hohen Dehnungsamplituden deutlich. Werden die Spannungsamplituden der einzelnen Dehnungsamplituden je Vorverformungszustand auf ein Niveau gemittelt und diese mit den zuvor dargestellten ermüdeten Zuständen verglichen (Abbildung 64 und Abbildung 66), zeigt dieses Werte, die unterhalb der zuvor ermittelten Spannungsamplituden liegen. Als Beispiel ist die Höhe der mittleren Spannungsamplitude der Probenzustände, die bei hohen Temperaturen vorbehandelt wurden, bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % bei ca. 790 MPa (vgl. Abbildung 66). Bei Proben, die bei Raumtemperatur vorbehandelt wurden liegt diese bei ca. 820 MPa. Die gemittelte Spannungsamplitude von Proben, die vor der Ermüdung bei tiefen Temperaturen vorverformt wurden, liegt bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % bei einem weitaus niedrigeren Wert (640 MPa). Einen vergleichbar hohen Unterschied zeigen die restlichen Probenzustände, die bei tiefen Temperaturen vorverformt und anschließend mit den jeweiligen Dehnungsamplituden ermüdet wurden.

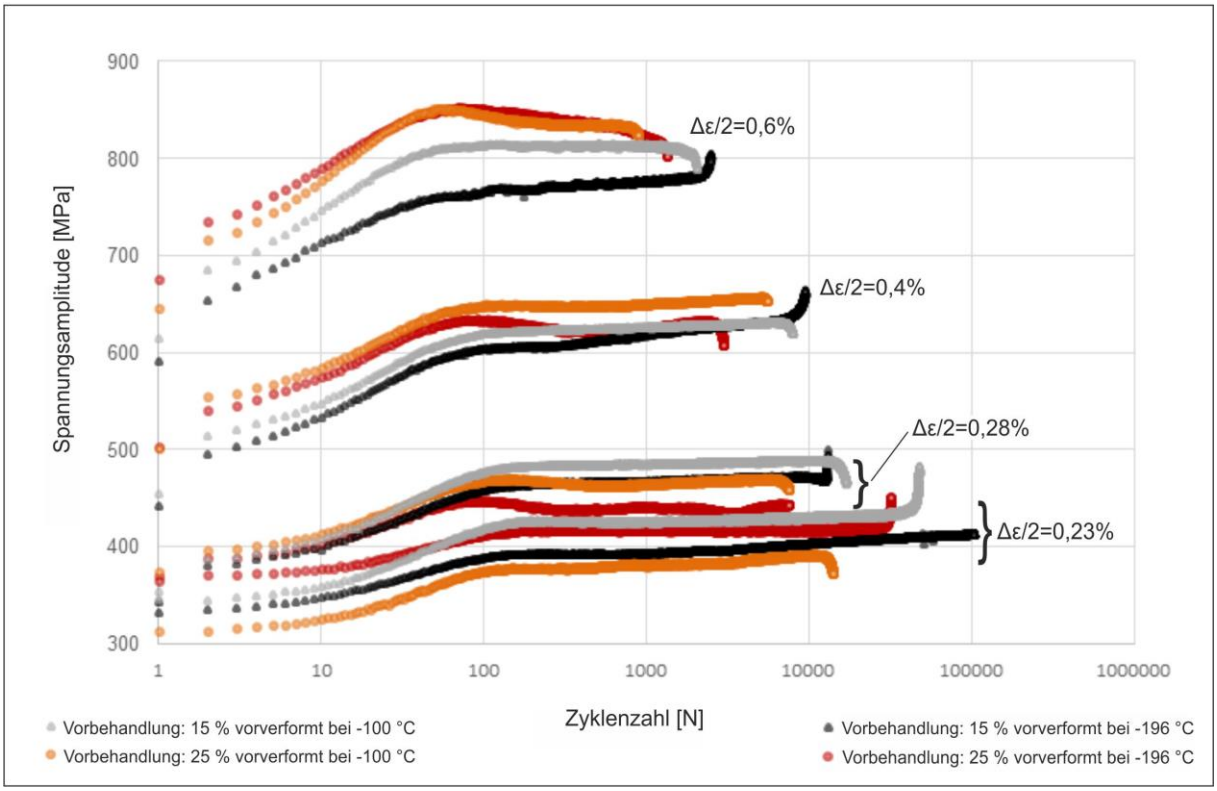


Abbildung 68: Wechselverformungskurven für den X-IP™1000 nach einer Vorverformung um 15 % und 25 % bei jeweils -100 °C und -196 °C

Alle Probenzustände zeigen bei einer Ermüdungsbeanspruchung eine deutliche Verfestigung in den ersten ca. 100 Zyklen (vgl. Abbildung 68). Darauffolgend gehen die Wechselverformungskurven bis zu einer Dehnungsamplitude von 0,4 % in einen Sättigungszustand über oder zeigen teilweise sogar eine weitere Wechselverfestigung. Ausgenommen ist der Probenzustand, der bei einer Temperatur von -100 °C um 15 % vorverformt wurde. Dieser zeigt auch bei einer hohen Dehnungsamplitude von 0,6 % ein zyklisches Sättigungsverhalten bis zum Bruch. Ebenfalls lässt sich nach einer mittleren Verformung bei -196 °C keine Entfestigung während der Ermüdung erkennen, sondern eine Verfestigung des Materials bis zum Bruch. Eine hohe Vorverformung bei -100 °C und -196 °C und anschließende Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % bewirkt eine zyklische Entfestigung nach einer anfänglichen Verfestigung.

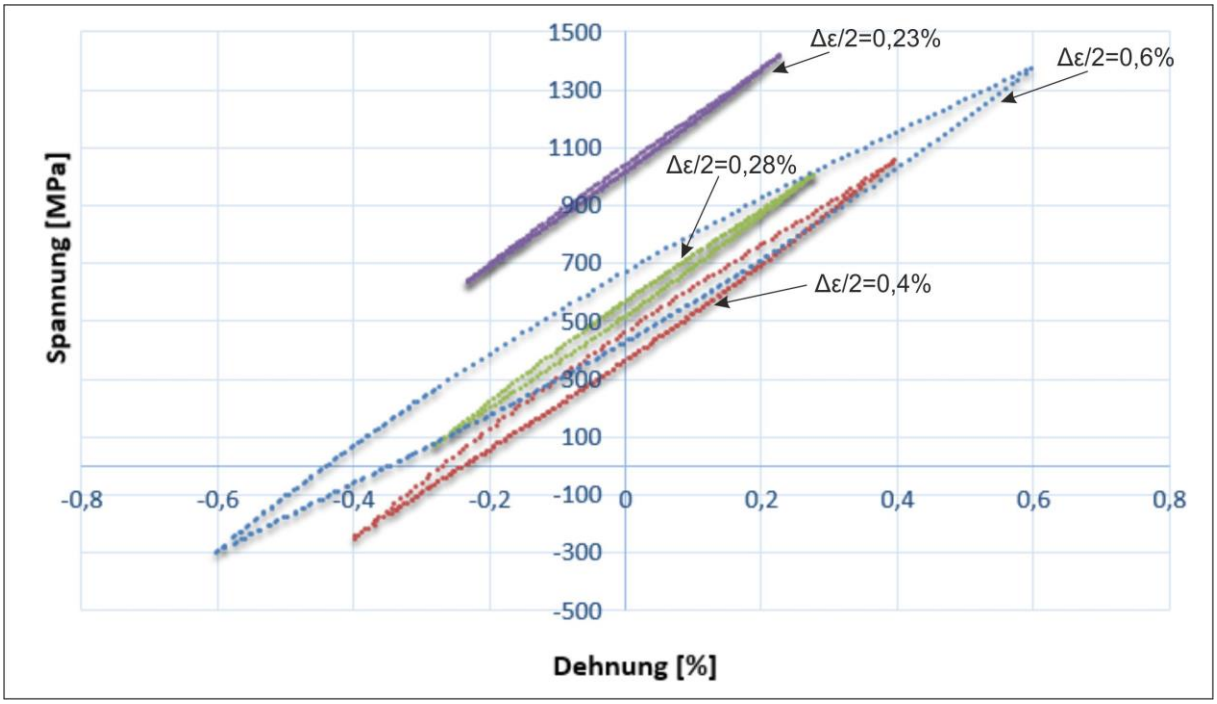


Abbildung 69: Hysteresenschleifen bei halber Lebensdauer nach einer Vorbehandlung um 25 % bei -100 °C und anschließender Ermüdung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bis 0,6 % für den X-IP™1000

Durch eine Auftragung der Hysteresenschleifen zu einem definierten Zeitpunkt bei der Ermüdung kann die Entwicklung einer Mittelspannung sowie die jeweilige plastische Dehnung im direkten Vergleich betrachtet werden. Dazu sind beispielhaft für den X-IP™1000 nach einer Vorverformung um 25 % bei -100 °C und anschließender Ermüdung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bis 0,6 % die Hysteresenschleifen ausgewertet und aufgetragen (siehe Abbildung 69). In dieser Abbildung ist jeweils die Hysterese bei halber Lebensdauer der einzelnen Dehnungsamplituden betrachtet. Es wird deutlich, dass die Öffnung der Hysteresen mit steigender Dehnungsamplitude zunimmt, d.h. die Größe der plastischen Dehnung immer weiter zunimmt. Dieses Verhalten wurde auch schon für den ermüdeten Anlieferungszustand beobachtet [12], auch hier nimmt die plastische Verformung mit steigender Dehnungsamplitude zu. Die Ursache liegt in der steigenden Spannungsamplitude (vgl. Abbildung 68) und damit der Überwindung der notwendigen Schubspannung pro Zyklus zur Aktivierung von Verformungsmechanismen. Des Weiteren lässt sich durch die Verschiebung der Hysteresen auf der Ordinate die Entwicklung einer Mittelspannung erkennen. Die Mittelspannung weist während einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % den höchsten Wert auf, wobei sich auch bei den übrigen Dehnungsamplituden immer noch eine hohe Mittelspannung zeigt. Im Vergleich zum Anlieferungszustand ist diese Entwicklung ausgeprägter. Der Anlieferungszustand zeigt nur eine geringe Zunahme der Mittelspannung, jedoch hier steigend von geringer Deh-

nungsamplitude zu hoher [12]. Auch bei Raumtemperatur vorverformte Proben zeigen eine Zunahme der Mittelspannung während der Ermüdung. Die Ursache für diese Entwicklung liegt an der Vorbehandlung des Werkstoffes. Es wurde gezeigt, dass die Entwicklung der Mittelspannung auf den Bauschinger Effekt zurückzuführen ist, welcher bei vorverformten Zuständen ausgeprägter vorliegt [12].

X40MnCrAl19-2

In Abbildung 70 sind die Spannungsamplituden über die Zyklenzahlen für die Ermüdungsversuche an Proben des X40MnCrAl19-2, die zuvor eine Vorverformung um 20 % bzw. 45 % bei einer Temperatur von -100 °C bzw. -196 °C erfahren haben, für verschiedene Dehnungsamplituden aufgetragen.

Ähnlich wie der X-IP™1000 bei der Ermüdung von zuvor bei tiefen Temperaturen vorverformten Proben, zeigt der X40MnCrAl19-2 eine geringere Spannungsamplitude im Vergleich zu Proben, die bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen vorverformt wurden. Der Unterschied in der Höhe der durch die Ermüdungsbeanspruchung in Dehnungsregelung resultierenden Spannungsamplitude ist jedoch nicht so ausgeprägt wie beim X-IP™1000. Die gemittelte Spannungsamplitude der jeweiligen Dehnungsamplituden der einzelnen ermüdeten Zustände liegt nach einer Vorbehandlung bei tiefen Temperaturen ca. 50 MPa niedriger.

Des Weiteren zeigt der X40MnCrAl19-2 das typische Ermüdungsverhalten bei einer Erhöhung der Dehnungsamplitude. Die Spannungsamplitude nimmt höhere Werte an, wohingegen gleichzeitig die Lebensdauer geringer wird.

Die Ermüdungsbeanspruchung der bei tiefen Temperaturen vorbehandelten Proben zeigt in den ersten Zyklen eine deutliche Verfestigung ab einer Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von > 0,28 %. Bei einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % geht das Materialverhalten direkt von Anfang an in einen Sättigungszustand über. Alle weiteren Proben zeigen ein zyklisches Sättigungsverhalten direkt anschließend an die in den ersten Zyklen vorliegende Verfestigung, jedoch ist dies auch nur bis zu einer Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,4 % zu erkennen. Oberhalb von einer Dehnungsamplitude von 0,4 % liegt eine leichte zyklische Entfestigung des Materials vor.

Hohe Vorverformungen bei den jeweiligen Temperaturen resultieren in einer bei Ermüdungsbeanspruchung höheren Spannungsamplitude als niedrigere Vorverformungen der Proben. Die Ursache lässt sich durch die stärker ausgeprägte mikrostrukturelle Entwicklung bei einer hohen Verformung erklären (vgl. Kapitel: Entwicklung der Mikrostruktur im Tieftemperaturbereich). Dieser Effekt ist weitaus größer bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit hohen Dehnungsamplituden ausgeprägt.

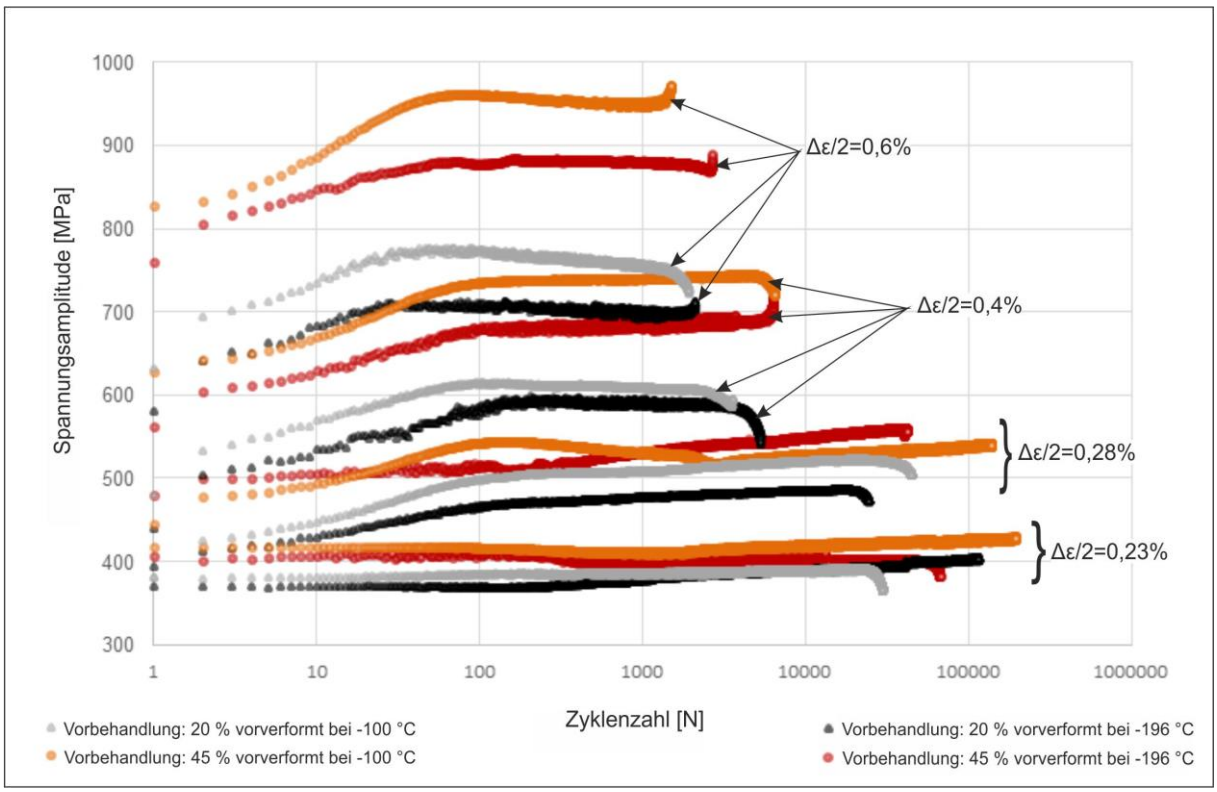


Abbildung 70: Wechselverformungskurven für X40MnCrAl19-2 nach einer Vorverformung um 20 % und 45 % bei jeweils -100 °C und -196 °C nach [97]

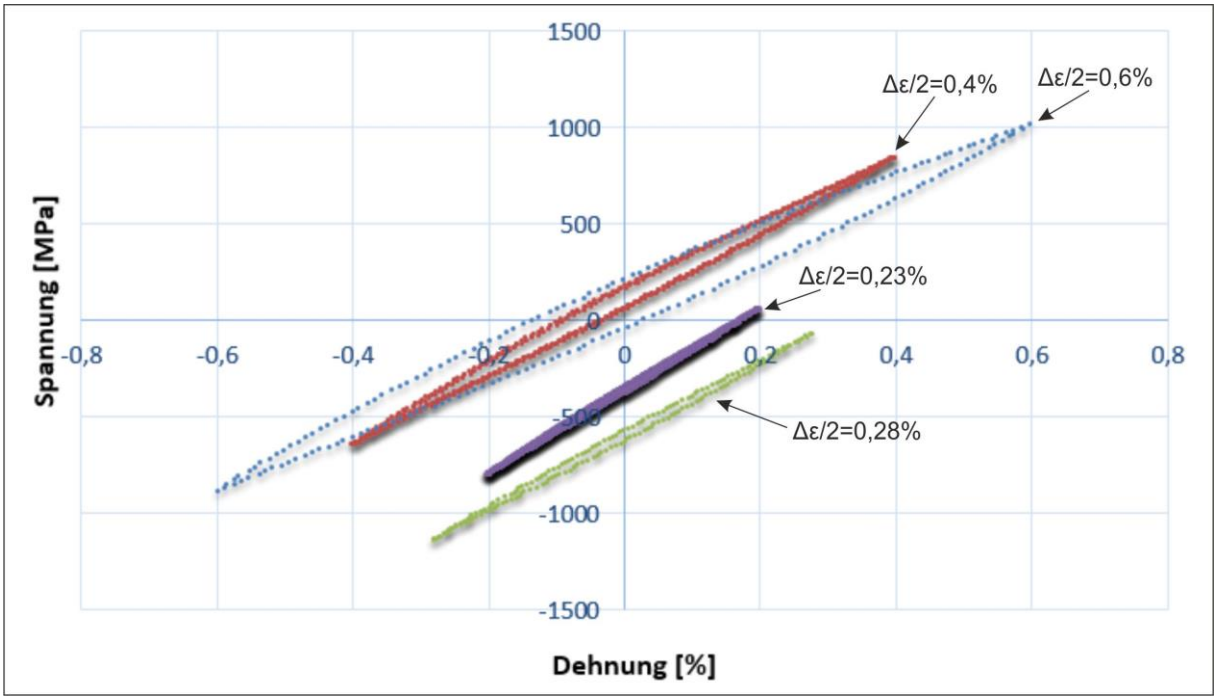


Abbildung 71: Hysteresenschleifen bei halber Lebensdauer nach einer Vorbehandlung um 45 % bei -100 °C und anschließender Ermüdung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bis 0,6 % für den X40MnCrAl19-2

Für einen weiteren Vergleich der Ermüdungseigenschaften sind die Hystereseschleifen bei halber Lebensdauer des X40MnCrAl19-2 nach einer Vorbehandlung um 45 % bei -100 °C und anschließender Ermüdung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bis 0,6 % zusammenfassend in Abbildung 71 dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Öffnung der Hysteresen und damit die plastische Dehnung mit zunehmender Dehnungsamplitude zunimmt. Dies lässt sich dadurch begründen, dass die Höhe der Belastung mit zunehmender Dehnungsamplitude steigt und sich damit der Anteil der plastischen Dehnung vergrößert. Des Weiteren kann in Abbildung 71 die Höhe der Mittelspannung, die sich bedingt durch eine Dehnungsregelung einstellen kann, bei halber Lebensdauer ausgewertet werden. Auffällig ist hier, dass die Ermüdung mit kleinen Dehnungsamplituden ($\Delta\varepsilon/2$ = 0,23 und 0,28 %) zu negativen Mittelspannungen führt, wohingegen sich bei einer Ermüdung mit großen Dehnungsamplituden ($\Delta\varepsilon/2$ = 0,4 und 0,6 %) positive Mittelspannungen einstellen. Einen großen Einfluss auf die Entwicklung einer Mittelspannung während der Ermüdungsbeanspruchung hat die im Werkstoff vorliegende Mikrostruktur und somit die Vorgeschichte des Werkstoffes.

4.3.2 Entwicklung der Mikrostruktur nach einer zyklischen Beanspruchung

In diesem Abschnitt wird die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer Ermüdungsbeanspruchung betrachtet und analysiert. Dazu wurden jeweils die Probenzustände untersucht, die eine Vorbehandlung mit einer mittleren und hohen Vorverformung bei den jeweiligen Verformungstemperaturen erfahren haben und anschließend mit einer geringen Dehnungsamplitude von 0,23 % bzw. einer hohen Dehnungsamplitude von 0,6 % ermüdet wurden. Die Untersuchung dieser Proben ermöglicht die bestmögliche Betrachtung der relevanten Änderungen in der Mikrostruktur.

Einfluss einer Raumtemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

In Abbildung 72 sind Aufnahmen einer TEM-Untersuchung dargestellt, die nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % bzw. 0,6 % durchgeführt wurde. Die Proben wurden vor der Ermüdung auf eine Gesamtdehnung von 20 % bei einer Temperatur von 25 °C vorverformt. Nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % (Abbildung 72 a)) sind viele Zwillinge zu erkennen, die ähnlich ausgeprägt sind wie direkt nach der Vorverformung (vgl. Abbildung 40 a)). Jedoch lassen sich im direkten Vergleich der Zustände nach der Vorverformung und nach der Ermüdung auch Unterschiede erkennen. Zum einen lassen sich viele Bereiche erkennen, in denen eine geringe Versetzungsdichte vorhanden ist und zum anderen sind Zwillinge zu erkennen, die im Vergleich zu Zwillingen in anderen Bereichen dieses Zustandes sehr breit sind. Eine zugehörige SAD-Aufnahme ist in Abbildung 72 c) dargestellt. Diese zeigt die typischen Beugungszusatzreflexe von Zwillingen. Eine Zunahme an verformungsinduzierten Zwillingen kann im direkten Vergleich mit einer Untersuchung nach einer Vorverformung um 20 % nicht detektiert werden.

Nach der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % hat die Versetzungsdichte im Vergleich zu einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % nach einer monotonen Vorverformung bei 25 °C noch weiter abgenommen. Insgesamt ist die Versetzungsdichte lokal teils noch als hoch zu betrachten, jedoch zeigen sich deutlich Bereiche, in denen die Versetzungsdichte gering ist. Die lokale Abnahme der Versetzungsdichte erklärt die bei diesem Zustand leichte Entfestigung des Werkstoffes während der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 %, da sich während der Ermüdung keine neuen verformungsinduzierten

Zwillinge ausbilden und dadurch den Festigkeitsabfall, der durch die energetisch günstigere Anordnung der Versetzungen entsteht, nicht kompensieren können.

Des Weiteren sind ebenfalls wie nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % in einigen Bereichen breitere Zwillinge zu erkennen als in anderen Bereichen. Zudem wurden zwischen Zwillingen des ersten Systems weitere sehr feine Mikrozwillinge detektiert. Diese sind in Abbildung 72 d) zu sehen.

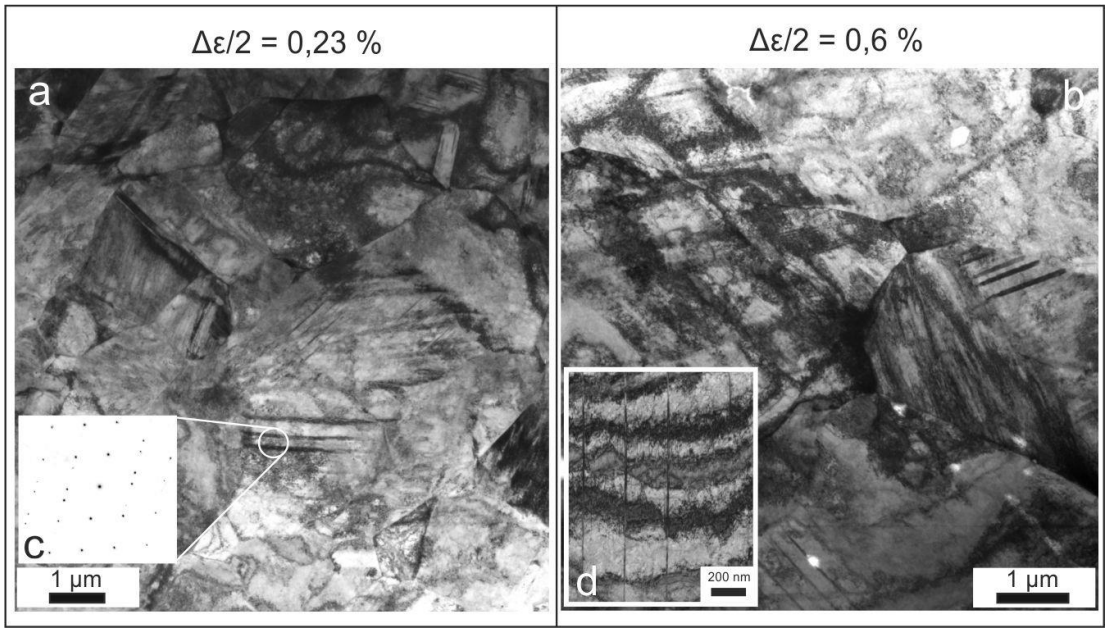


Abbildung 72: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Elektronenbeugung aus einem Bereich von a) und d) Mikrozwillinge aus einem Bereich von b); Vorbehandlung der Proben: 20 % vorverformt bei 25 °C

Die TEM-Untersuchung von Proben nach einer Ermüdungsbeanspruchung die zuvor um 35 % bei einer Temperatur von 25 °C vorverformt wurden ist in Abbildung 73 für eine Dehnungsamplitude von 0,23 % und 0,6 % dargestellt. Wie schon zuvor eine Ermüdungsbeanspruchung von 20 % vorverformten Proben zeigte, ist auch in diesen Zuständen nach der Ermüdung eine hoch verformte Mikrostruktur zu erkennen. Diese weist eine hohe Versetzungsdichte mit teilweise versetzungsfreien Bereichen auf, wobei diese Bereiche nach einer Ermüdung mit einer hohen Dehnungsamplitude vermehrt vorhanden zu sein scheinen. Deutlich erkennbar sind nach der Ermüdung mit einer niedrigen und hohen Dehnungsamplitude viele breite Zwillinge. Des Weiteren sind nach der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % viele fein verteilte Mikrozwillinge zu erkennen. Diese Ausbildung von Mikrozwillingen wurde zuvor in gleicher

Weise nach einer Vorformung um 20 % bei 25 °C und anschließender Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % nachgewiesen.

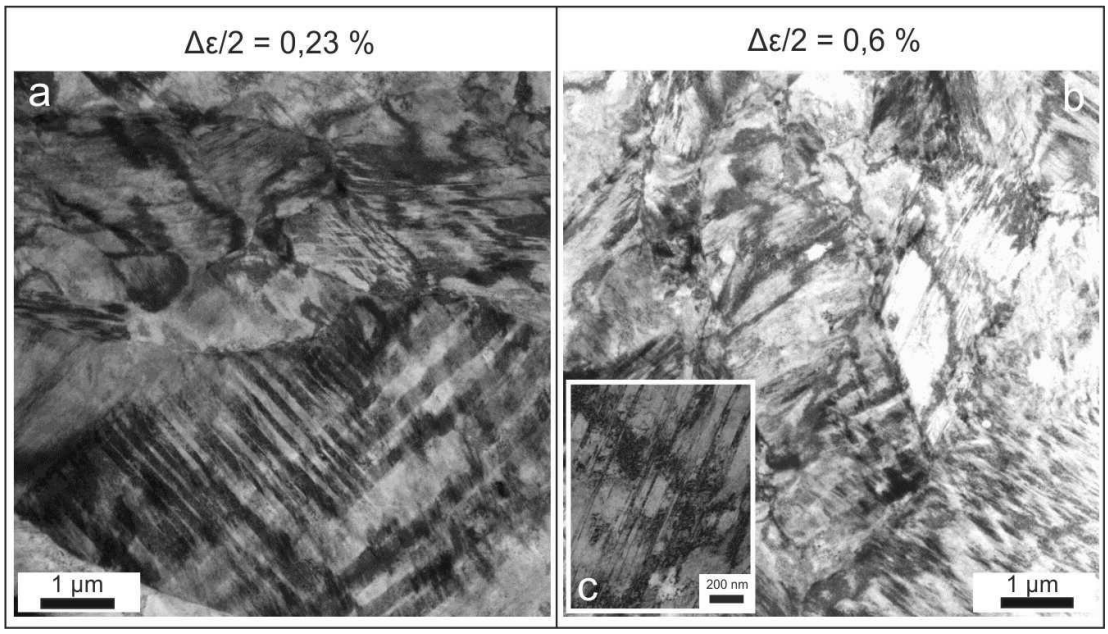


Abbildung 73: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Detailaufnahme aus b); Vorbehandlung der Proben: 35 % vorverformt bei 25 °C

Insgesamt ist die Entwicklung der Mikrostruktur nach einer Vorverformung bei 25 °C und anschließender Ermüdung so wie sie Niendorf et al. [12] für den X-IP™1000 für eine Amplitude von 0,4 % nachgewiesen haben. In dieser Studie wurde ebenfalls gezeigt, dass nach einer Vorverformung und anschließender Ermüdung ein Breitenwachstum der Zwillinge stattgefunden hat. Dieses Breitenwachstum der Zwillinge wird durch die Abnahme der Versetzungsdichte während der Ermüdung begründet. Im Allgemeinen wirkt sich eine hohe Versetzungsdichte hindernd auf ein Wachstum von Zwillingen aus, wohingegen Versetzungen auch zur Bildung von neuen Zwillingen, durch eine Erhöhung der lokalen Spannung, führen können [43]. Eine Vorverformung hat einen großen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften, d.h. bedingt durch die plastische Verformung bilden sich abhängig von der Höhe der Verformung viele Zwillinge sowie Versetzungen, welche anschließend bei einer Ermüdungsbeanspruchung miteinander interagieren. Zwillinge wirken als Barrieren gegen Versetzungsgleiten und führen zur Erhöhung der Festigkeit und damit auch zur Erhöhung der resultierenden Spannungsamplitude bei der Ermüdung. Je mehr Zwillinge vor der Ermüdung vorhanden sind umso feiner sind die Strukturen, die ein Hindernis für Versetzungsbewegungen darstellen.

X40MnCrAl19-2

Die Entwicklung der Mikrostruktur nach einer Ermüdungsbeanspruchung des X40MnCrAl19-2 mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % und 0,6 % nach einer Vorverformung der Proben um 25 % bei einer Temperatur von 25 °C ist in Abbildung 74 dargestellt. Die TEM-Aufnahmen zeigen bei beiden ermüdeten Proben viele Zwillinge, die auch in verschiedenen Systemen vorliegen. Im Vergleich zur Mikrostruktur direkt nach der Vorverformung (vgl. Abbildung 42) ist keine Zunahme an verformungsinduzierten Zwillingen zu erkennen. Die Zwillingsbreite hat sich im Vergleich zum Zustand vor der Ermüdung (vgl. Abbildung 42) nicht verändert zu haben. In Abbildung 74 a) sind im oberen Bildbereich relativ breite Zwillinge zu erkennen, jedoch sind dieses nach Art und Anordnung eher Rekristallisationszwillinge, die schon vor der Ermüdung im Werkstoff vorhanden waren. Die Versetzungsdichte ist nach der Ermüdung reduzierter, dieses konnte durch TEM-Untersuchungen mehrerer Bereiche der Proben bestätigt werden. Des Weiteren kann eine Umordnung der Versetzungen zu Versetzungszellen beobachtet werden. Diese Umstrukturierung der Versetzungen ist besonders nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % sichtbar (vgl. Abbildung 74 d)), welche auch die Entfestigung des Werkstoffes während einer Ermüdungsbeanspruchung erklärt (vgl. Abbildung 65). Eine Ermüdungsbeanspruchung des X40MnCrAl19-2 nach einer Vorverformung der Proben um 25 % bei einer Temperatur von 25 °C hat demnach nur einen Einfluss auf die Versetzungsstrukturen.

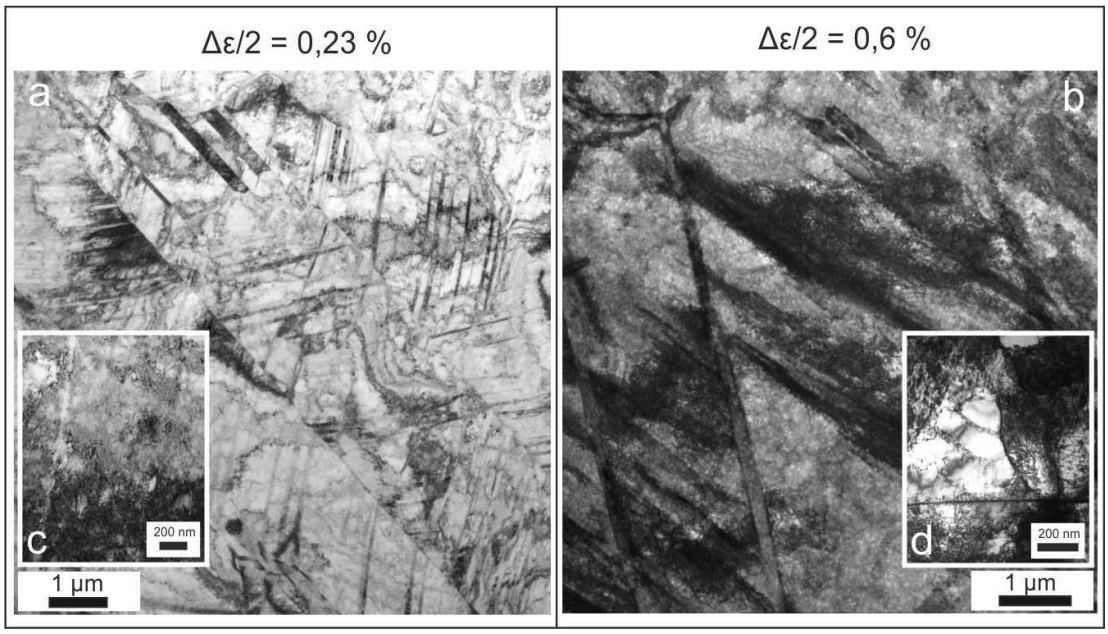


Abbildung 74: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) und d) Detailaufnahmen; Vorbehandlung der Proben: 25 % vorverformt bei 25 °C

Die TEM-Untersuchung nach einer Vorverformung von Proben des X40MnCrAl19-2 auf eine hohe Vorverformung von 50 % bei einer Temperatur von 25 °C und anschließender Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % bzw. 0,6 % ist in Abbildung 75 dargestellt. In beiden Ermüdungszuständen lässt sich eine hoch deformierte Mikrostruktur erkennen. Diese Mikrostruktur ist vergleichbar mit der mikrostrukturellen Entwicklung direkt nach der Vorverformung (vgl. Abbildung 42). In den TEM-Aufnahmen lassen sich viele Zwillinge in verschiedenen Systemen erkennen, diese liegen unverändert zum Zustand vor der Ermüdung vor. Es kann keine Abnahme oder Zunahme an verformungsinduzierten Zwillingen beobachtet werden, auch ein Wachstum der Zwillinge in die Breite oder aber das Entstehen neuer Mikrozwillinge, wie es bei einer TEM-Untersuchung nach einer Vorverformung bei Raumtemperatur und anschließender Ermüdung des X-IP™1000 gefunden wurde, konnte nicht detektiert werden.

In den TEM-Aufnahmen in Abbildung 75 ist generell eine hohe Versetzungsdichte nach der Ermüdung zu erkennen. Bei einer genaueren Betrachtung werden hier aber auch viele Bereiche sichtbar, in denen die Versetzungsdichte sehr gering ist. Eine Umstrukturierung der Versetzungen zu ausgeprägten Versetzungszellen, wie es nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % der bei Raumtemperatur vorverformten Probe nachgewiesen wurde (Abbildung 74 d)), konnte nicht detektiert werden.

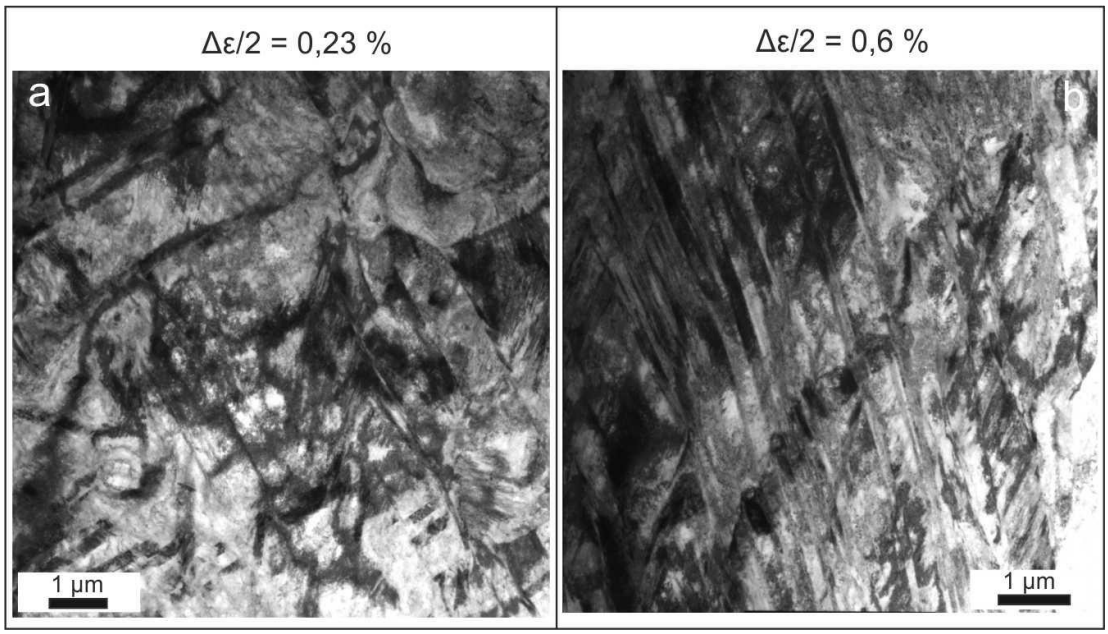


Abbildung 75: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %; Vorbehandlung der Proben: 50 % vorverformt bei 25 °C

Eine zyklische Beanspruchung nach einer Vorverformung des X40MnCrAl19-2 bei Raumtemperatur hat einen geringen Einfluss auf die mikrostrukturelle Entwicklung. Besonders nach einer hohen Verformung bleibt die Mikrostruktur während einer Ermüdungsbeanspruchung unverändert. Die Umstrukturierung der Versetzungen zu ausgeprägten Versetzungszellen nach einer Vorverformung von 25 % und anschließender Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 %, verursacht die starke Entfestigung des Werkstoffes (vgl. Abbildung 65). Die Entfestigung nach einer Vorverformung um 50 % und anschließende Ermüdung ist durch die "Stabilität" der Mikrostruktur während der Ermüdung nicht so ausgeprägt.

Einfluss einer Hochtemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

Die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer Ermüdung des X-IP™1000 mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bzw. 0,6 % ist in Abbildung 76 dargestellt. Die Proben wurden vor der Ermüdung um 45 % bei einer Temperatur von 200 °C vorverformt. Nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % sind in TEM-Aufnahme viele Zwillinge zu erkennen. Im mittleren Bildbereich in Abbildung 76 a), gekennzeichnet durch weiße Pfeile, sind zudem zwei Zwillinge (im hellen Kontrast) zu erkennen, die im Vergleich zu den übrigen Zwillingen um ein vielfaches breiter sind. Dieses Breitenwachstum von Zwillingen wurde auch schon nach einer Ermüdung von Proben detektiert, die bei Raumtemperatur vorverformt wurden.

Die Anordnung der Versetzungen hat sich nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % im Vergleich zur vorliegenden Mikrostruktur nach der Vorverformung bei Raumtemperatur (vgl. Abbildung 55 a)) nicht sichtlich geändert. Nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % haben die versetzungsfreien Bereiche jedoch in der Größe zugenommen, so dass man hier von einer Tendenz zur Ausbildung von Versetzungszellen sprechen kann. Ausgeprägterer Versetzungsabbau/-umorientierung bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 %, erklärt die unterschiedlichen Ermüdungseigenschaften nach einer Vorverformung (vgl. Abbildung 66). Ein weiterer Unterschied zwischen der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % und 0,6 % ist in Abbildung 76 c) dargestellt. In mehreren Bereichen der Probe konnten vermehrt feine Stapelfehler nachgewiesen werden.

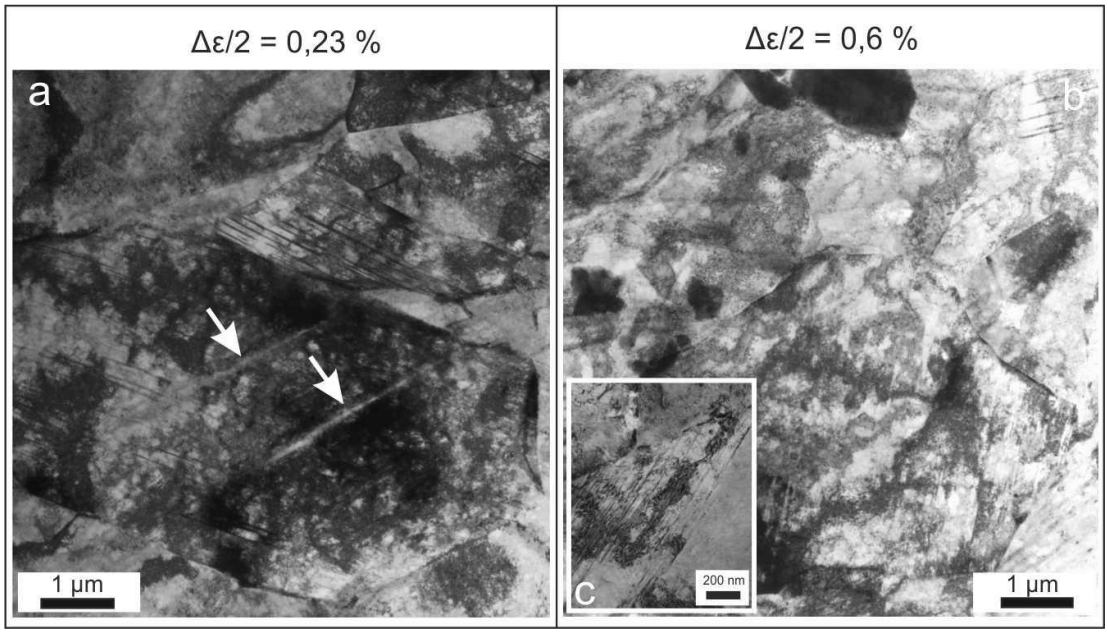


Abbildung 76: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Detailaufnahme aus einem Bereich von b); Vorbehandlung der Proben: 45 % vorverformt bei 200 °C

Nach einer Vorverformung um 35 % bei einer höheren Temperatur von 400 °C und anschließender Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % zeigt sich in der TEM-Untersuchung in Abbildung 77 a) eine gleichwertige Versetzungsstruktur wie in der Mikrostruktur vor der Ermüdung vorhanden ist (vgl. Abbildung 56). Zwillinge haben sind nach der Ermüdung mit einer niedrigen Dehnungsamplitude nicht ausgebildet, diese sind so wie vor der Ermüdung vorhanden und können zumeist Rekristallisationszwillingen zugeordnet werden.

Des Weiteren zeigt sich im Vergleich zur mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % eine sehr feine Ausbildung von Versetzungszellen. Diese Ausbildung an feinen Versetzungszellen ist in Abbildung 77 c) dargestellt. Trotz der Zunahme an Zwillingen und damit einer Verfestigung bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % zeigt das Ermüdungsverhalten eine Entfestigung (vgl. Abbildung 66). Diese Entfestigung ist auf die Umstrukturierung der Versetzungen zu feinen Versetzungszellen zurückzuführen. Die Verfestigung durch Zwillingsbildung kann diese Entfestigung nicht kompensieren, welches die vorherige Aussage bestätigt, dass sich eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung schon in den ersten Zyklen ausbreitet, dann aber nicht weiter während der Ermüdung stattfindet.

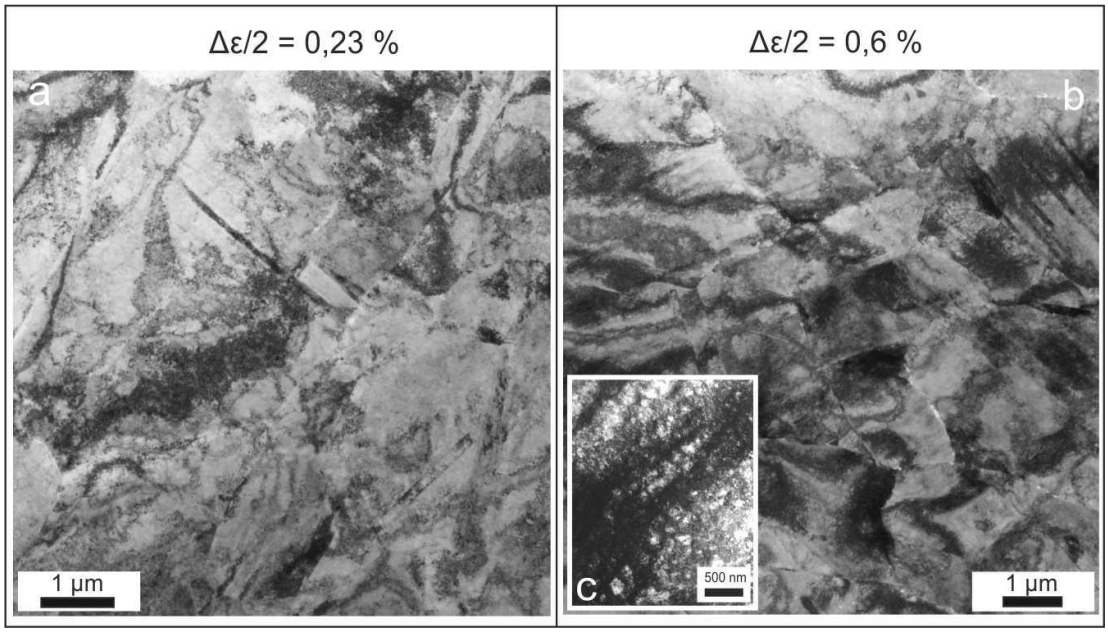


Abbildung 77: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Detailaufnahme aus einem Bereich von b); Vorbehandlung der Proben: 35 % vorverformt bei 400 °C

X40MnCrAl19-2

In Abbildung 78 sind TEM-Aufnahmen dargestellt, die von Proben aufgenommen wurden, die eine zyklische Beanspruchung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % und 0,6 % nach einer Vorverformung um 45 % bei einer Temperatur von 200 °C erfahren haben. In der TEM-Aufnahme nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % (Abbildung 78 c)) sind viele Zwillinge sowie eine hohe Versetzungsdichte zu erkennen. Zudem sind deutlich erkennbar viele Versetzungszellen vorhanden. Vergleichbar mit der Mikrostruktur, die nach einer Verformung bei 200 °C vorliegt (vgl. Abbildung 58), ist die Mikrostruktur nach der Ermüdung unverändert.

Nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % (Abbildung 78 b)) zeigen sich zunächst im Vergleich zu einer TEM-Untersuchung nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % keine deutlichen Unterschiede. Jedoch werden bei einer genaueren Untersuchung mittels höherer Vergrößerung in Abbildung 78 c) sehr feine Versetzungszellen sichtbar. Diese feine Zellbildung ist ausgeprägt in den Bereichen der Probe, in denen die Versetzungsdichte in einer TEM-Aufnahme mit einer geringeren Vergrößerung hoch ist. Diese Umstrukturierung der Versetzungen während einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % erklärt die deutliche Entfestigung (vgl. Abbildung 67).

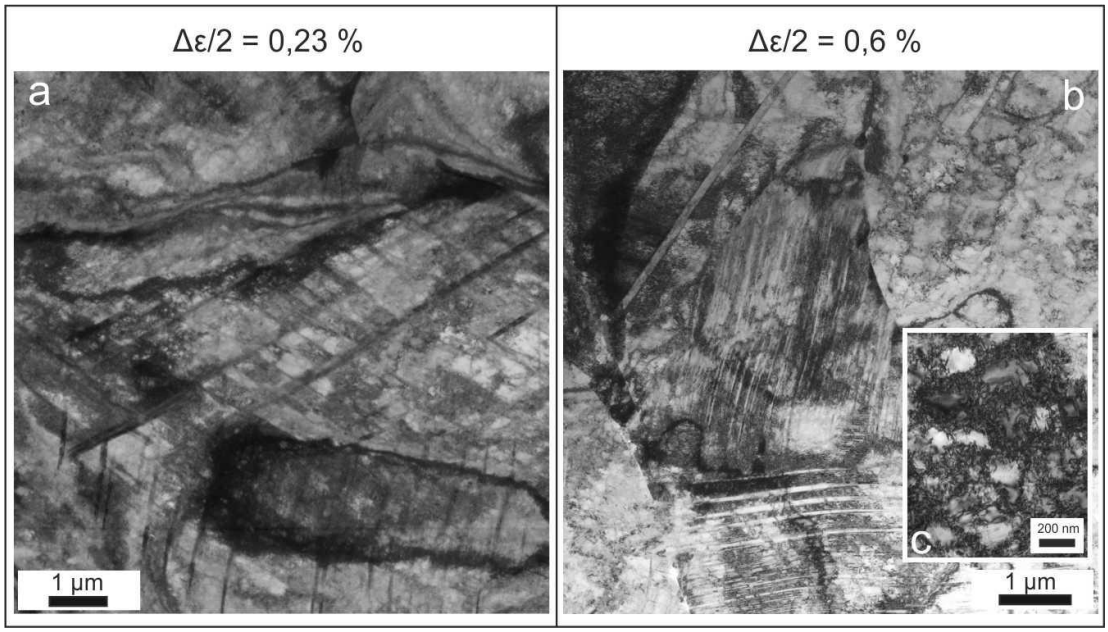


Abbildung 78: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Detailaufnahme aus einem Bereich von b); Vorbehandlung der Proben: 45 % vorverformt bei 200 °C

Die Ergebnisse der TEM-Untersuchung nach einer zyklischen Beanspruchung von X40MnCrAl19-2 Proben, die vor der Ermüdung um 35 % bei 400 °C vorverformt wurden, sind in Abbildung 79 dargestellt. Nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % zeigt sich eine hohe Versetzungsdichte mit mehreren versetzungsfreien Bereichen. Zudem sind sehr breite Zwillinge zu erkennen, die jedoch schon im vorverformten sowie im Anlieferungszustand (vgl. Abbildung 23 und Abbildung 59) vorhanden waren und als Rekristallisationszwillinge definiert werden konnten. Jedoch lässt sich auch ein Unterschied zu einem rein verformten Zustand erkennen. In Abbildung 79 c) ist die Bildung von feinen Mikrozwillingen zu erkennen, die sich durch die Ermüdungsbeanspruchung gebildet haben.

Eine Untersuchung der Mikrostruktur nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % zeigt ebenfalls eine hohe Versetzungsdichte mit teilweise versetzungsfreien Bereichen. Des Weiteren sind in dieser TEM-Aufnahme stark ausgeprägte Rekristallisationszwillinge zu erkennen, die jedoch schon vor der Ermüdung im Anlieferungszustand (Abbildung 23) sowie nach einer Vorverformung (Abbildung 59) nachgewiesen werden konnten. Durch eine genauere Betrachtung konnten ebenfalls wie nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % vermehrt sehr feine Mikrozwillinge detektiert werden. Wie in Abbildung 79 d) zu erkennen, liegen diese fein verteilt zwischen Versetzungszellen vor. Durch die Ausbildung von Mikrozwillingen werden im Vergleich zu einer Ermüdungsbeanspruchung nach einer Vorverformung bei 200 °C eine höhere Lebensdauer sowie eine nicht so ausgeprägte Entfestigung erzielt (vgl. Abbildung 66).

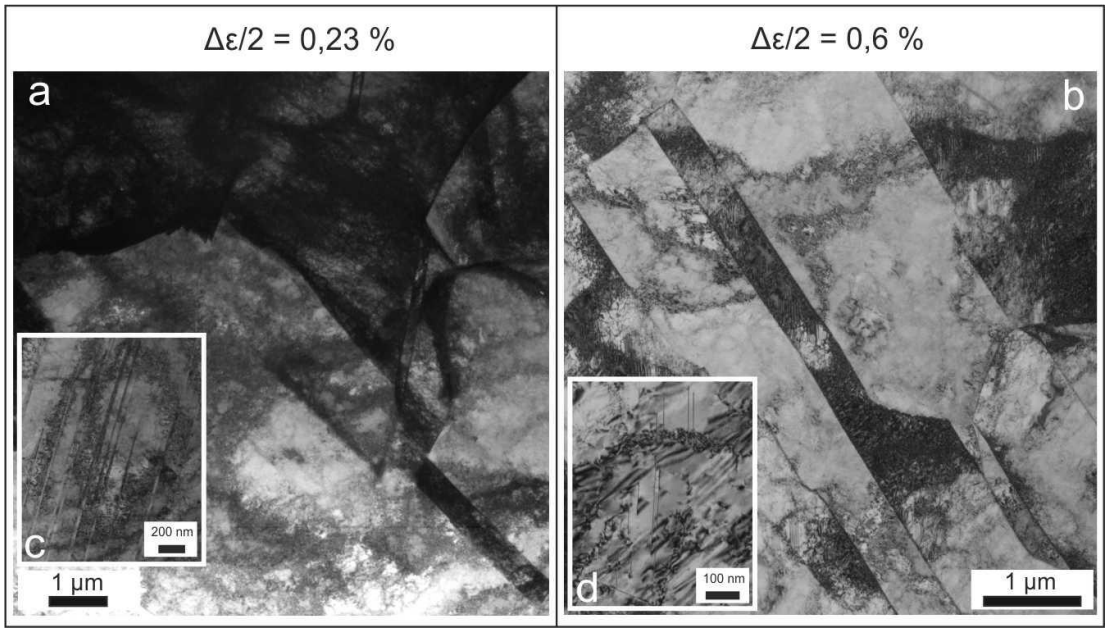


Abbildung 79: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) und d) Detailaufnahmen aus einem Bereich von a) bzw. b); Vorbehandlung der Proben: 35 % vorverformt bei 400 °C

Einfluss einer Tieftemperaturvorbehandlung

X-IP™1000

Die mikrostrukturelle Entwicklung des X-IP™1000 nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer niedrigen Dehnungsamplitude von 0,23 % und einer hohen Dehnungsamplitude von 0,6 % ist in Abbildung 80 dargestellt. Die Proben wurden vor der Ermüdung um 25 % bei einer Temperatur von -100 °C vorverformt. Eine TEM-Übersichtsaufnahme in Abbildung 80 a) zeigt nach der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % eine Vielzahl an Zwillingen aber auch eine hohe Versetzungsdichte. Des Weiteren konnten Bereiche detektiert werden, in denen ε-Martensit vorhanden ist, welcher durch eine SAD-Aufnahme in Abbildung 80 c) nachgewiesen ist. Verglichen mit der Mikrostrukturanalyse nach einer monotonen Vorverformung auf 25 % bei -100 °C (Abbildung 44) sind keine deutlichen Unterschiede nach der Ermüdung mit einer niedrigen Dehnungsamplitude zu erkennen. Die Ermüdungseigenschaften bei einer Dehnungsamplitude von 0,23 % nach einer Vorverformung um 25 % bei einer Temperatur von -100 °C (Abbildung 68) zeigen dagegen deutliche Unterschiede. Nach einer hohen Vorverformung liegen die Spannungsamplitude sowie die Lebensdauer um ein vielfaches niedriger. Die Ursache könnte ein höherer Anteil an ε-Martensit sein, der sich bei einer hohen Verformung bei einer Temperatur von -100 °C ausgebildet hat. Wird der Werkstoff nach einer mittleren Verformung zyklisch belastet, kann der Restanteil an Austenit verzwillingen und dadurch die spröde Wirkung des ε-Martensit, die nach einer mittleren Verformung nicht so stark ausgeprägt ist, kompensieren und den Werkstoff leicht Verfestigen.

Nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer höheren Dehnungsamplitude von 0,6 % (Abbildung 80 b)) können viele Zwillinge aber auch ε-Martensit nachgewiesen werden. Des Weiteren ist dieser Probenzustand durch eine hohe Versetzungsdichte gekennzeichnet. Auffällig ist im Vergleich zum Probenzustand vor der Ermüdung (Abbildung 44), dass teilweise Körner detektiert werden können, in denen nur Zwillingsbildung nachgewiesen werden kann (Abbildung 80 d)). In anderen Körner sind Zwillinge und ε-Martensit vorhanden. Die reine Zwillingsbildung, die in einigen Körnern detektiert werden konnte, könnte in den ersten Zyklen der Ermüdungsbeanspruchung durch eine hohe Dehnungsamplitude entstanden sein. Bei einer Beanspruchung des X-IP™1000 bei einer Temperatur nahe 25 °C sollte als hauptsächlicher Verformungsmechanismus die Zwillingsbildung aktiv sein.

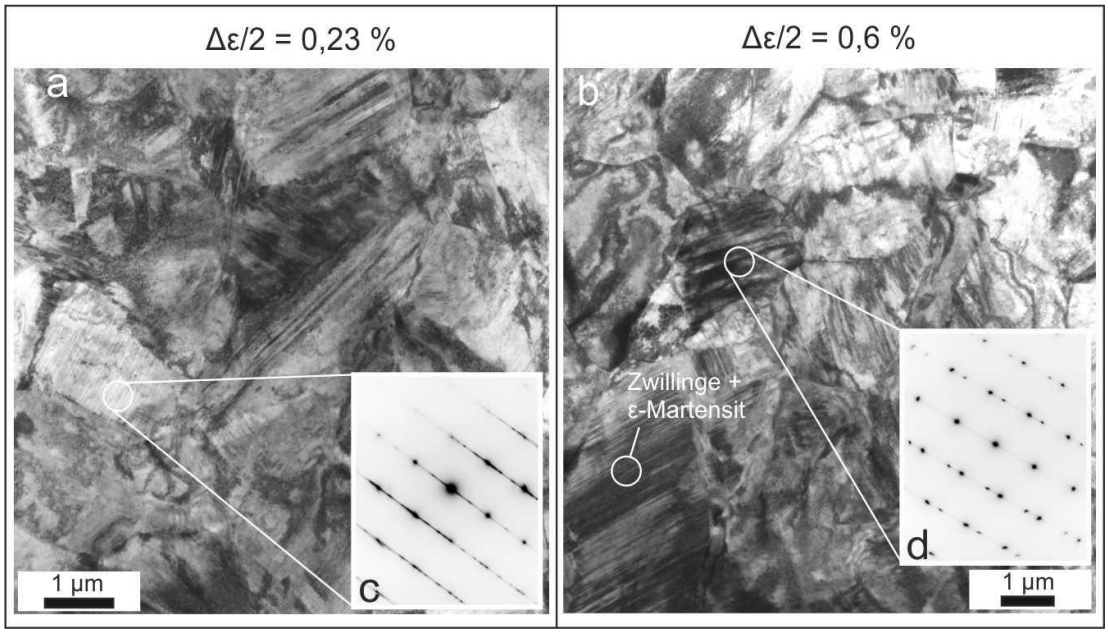


Abbildung 80: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) und d) Elektronenbeugung aus einem Bereich von a) bzw. b); Vorbehandlung der Proben: 25 % vorverformt bei -100 °C

TEM-Aufnahmen nach einer Ermüdungsbeanspruchung des X-IP™1000 mit Dehnungsamplituden von 0,23 % bzw. 0,6 % sind in Abbildung 81 dargestellt. Die Proben wurden zuvor um eine Verformung von 25 % bei einer Temperatur von -196 °C vorverformt. In der TEM-Übersichtsaufnahme (Abbildung 81 a)) nach der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % sind viele Zwillinge aber auch eine hohe Versetzungsdichte zu erkennen. Zudem können vermehrt sehr feine Zwillinge detektiert werden (Abbildung 81 c)), in deren Zwischenräumen zusätzlich ε-Martensit sichtbar ist. Diese Zwillinge sind feiner ausgeprägt als die Zwillinge, die im Probenzustand vor der Ermüdung nachgewiesen werden konnten (vgl. Abbildung 44). Diese feinen Mikrozwillinge konnten ebenfalls nach einer Ermüdungsbeanspruchung von zuvor bei 25 °C vorverformten Proben nachgewiesen werden.

Die Ermüdungsbeanspruchung mit einer höheren Dehnungsamplitude von 0,6 % zeigt keine deutlichen Unterschiede in der mikrostrukturellen Entwicklung im Vergleich zum Zustand vor der Ermüdung. In der TEM-Übersichtsaufnahme in Abbildung 81 b) lässt sich im Vergleich zu vor der Ermüdung eine hohe Anzahl an Zwillingen erkennen, zudem sind eine hohe Versetzungsdichte und in vielen Bereichen ε-Martensit detektierbar. Abbildung 81 d) zeigt eine SAD-Aufnahme mit Beugungspunkten, die von der austenitischen Matrix, Zwillingen und zusätzlich ε-Martensit stammen.

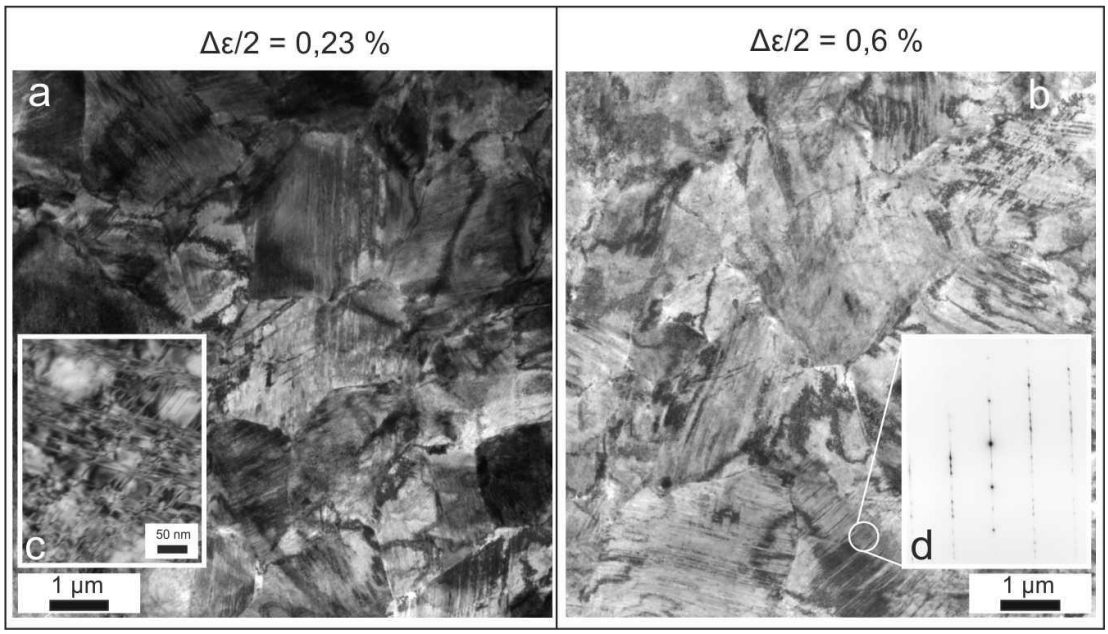


Abbildung 81: TEM-Aufnahmen für den X-IP™1000 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Detailaufnahme aus einem Bereich von a), d) Elektronenbeugung aus einem Bereich von b); Vorbehandlung der Proben: 25 % vorverformt bei -196 °C

X40MnCrAl19-2

In Abbildung 82 sind TEM-Hellfeldaufnahmen nach einer Ermüdungsbeanspruchung des X40MnCrAl19-2 mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % bzw. 0,6 % dargestellt. Die Proben wurden vor der Ermüdung zunächst bei einer Temperatur von -100 °C auf eine Dehnung von 45 % verformt. Nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % (Abbildung 82 a)) ist im Allgemeinen eine hohe Versetzungsdichte zu erkennen. Des Weiteren sind vermehrt Bereiche sichtbar, in denen α´-Martensit vorhanden ist. In weiteren Bereichen konnten Zwillinge nachgewiesen werden. Der ε-Martensit liegt fein verteilt in beiden Bereichen vor. Im Vergleich zum Probenzustand vor der Ermüdung (Abbildung 48), konnten zudem feine Zwillinge detektiert werden (Abbildung 82 c)). Diese feinen Zwillinge liegen "fächerartig" in der Mikrostruktur vor, so dass von einer Ausbildung von Mikrozwillingen bedingt durch eine Ermüdungsbeanspruchung mit einer niedrigen Dehnungsamplitude gesprochen werden kann.

Die Ausbildung von Mikrozwillingen ist ebenfalls nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % in Abbildung 82 d) zu erkennen. Des Weiteren sind in der TEM-Übersichtsaufnahme (Abbildung 82 b)) viele breite Zwillinge und eine hohe Versetzungsdichte zu erkennen.

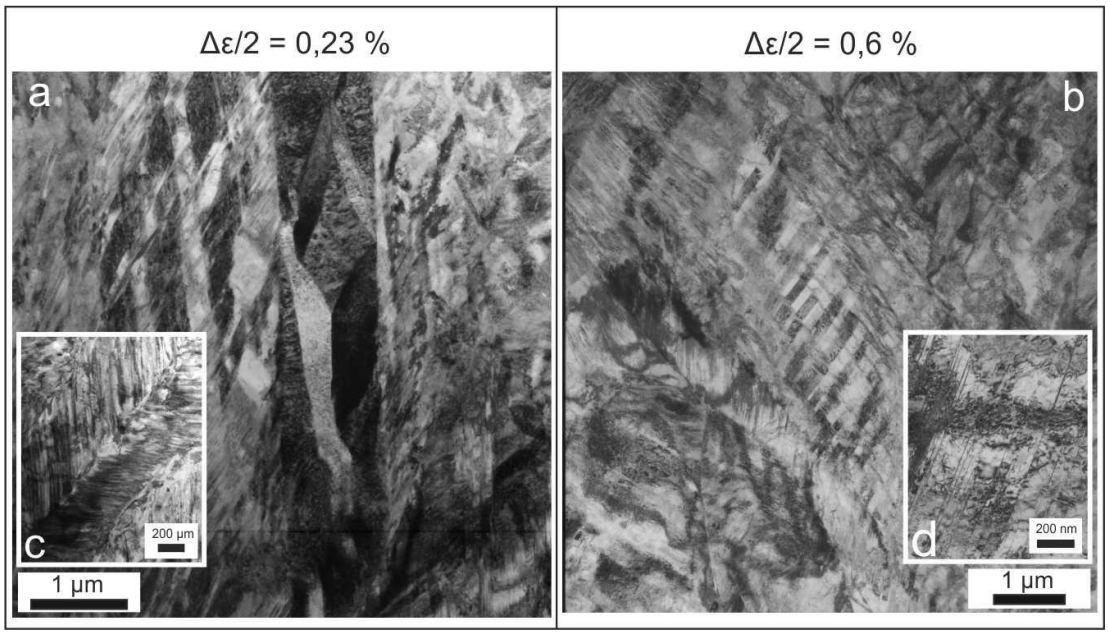


Abbildung 82: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) und d) Detailaufnahmen aus einem Bereich von a) bzw. b); Vorbehandlung der Proben: 45 % vorverformt bei -100 °C

Die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer Ermüdungsbeanspruchung von Proben, die zuvor bei einer Temperatur von -196 °C um 45 % verformt wurden, ist in Abbildung 83 dargestellt. Viele Zwillinge, α`-Martensit und ε-Martensit sind nach einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % in der TEM-Übersichtsaufnahme (Abbildung 83 a)) zu erkennen. Des Weiteren ist eine hohe Versetzungsdichte vorhanden, wobei sich in diesem Zustand nach der Ermüdung eine hohe Anzahl an Versetzungszellen zeigt. Diese konnten nach einer Vorverformung bei einer Temperatur von -100 °C und anschließender Ermüdung nicht nachgewiesen werden.

Nach einer TEM-Untersuchung von Proben, die eine Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % erfahren haben, zeigt sich eine deutlich ausgeprägtere Versetzungszellbildung als nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer niedrigen Dehnungsamplitude. Insgesamt sind die Versetzungszellen nach einer Ermüdungsbeanspruchung von Proben, die bei einer Temperatur von -196 °C vorverformt wurden, im Vergleich zu den Versetzungszellen, die sich nach einer Ermüdungsbeanspruchung von hochtemperaturvorverformten Proben eingestellt haben, sehr groß. Des Weiteren sind nach der Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % Zwillinge, α´-Martensit und ε-Martensit wie vor der Ermüdung (Abbildung 48) vorhanden.

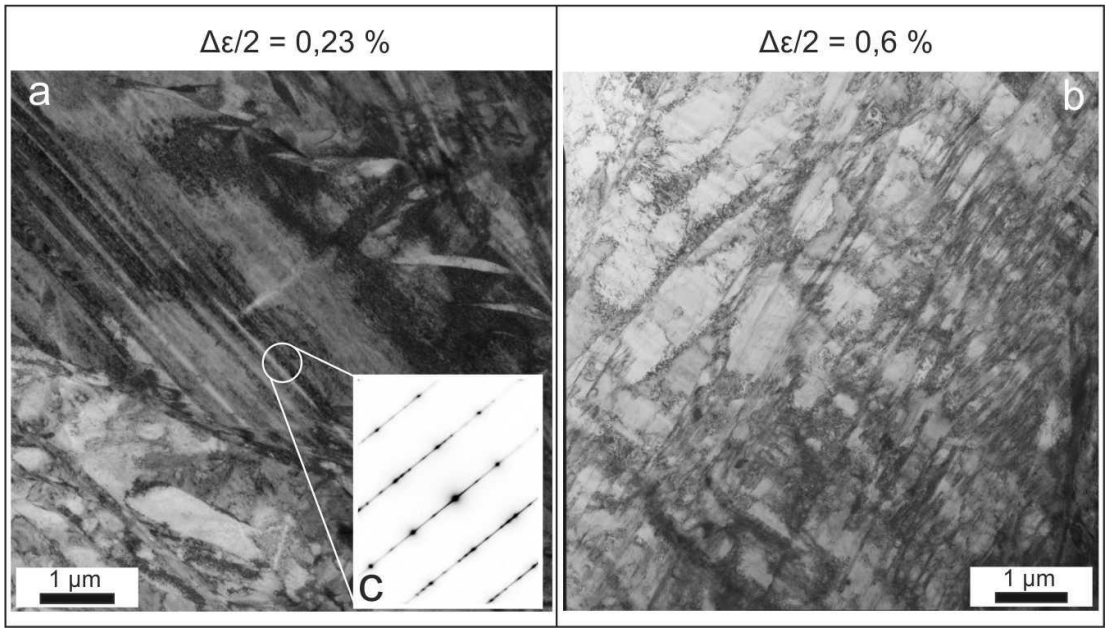


Abbildung 83: TEM-Aufnahmen für den X40MnCrAl19-2 nach einer zyklischen Beanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von a) 0,23 % und b) 0,6 %, c) Elektronenbeugung aus einem Bereich von a); Vorbehandlung der Proben: 45 % vorverformt bei -196 °C

Die Spannungsamplitude während einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % liegt nach einer Verformung um 45 % bei -100 °C höher als bei einer Ermüdung mit gleicher

Dehnungsamplitude von Proben, die bei einer Temperatur von -196 °C um 45 % vorverformt wurden (Abbildung 70). Erklären lässt sich dieses vorgeschichtenabhängige Ermüdungsverhalten durch die Ausbildung von Mikrozwillingen und damit höhere Verfestigung bei der Ermüdung von Proben, die bei -100 °C vorverformt wurden. Dahingegen bewirkt eine ausgeprägte Umstrukturierung der Versetzungen zu Versetzungszellen eine Entfestigung des Werkstoffes. Die gleiche mikrostrukturelle Entwicklung ist ebenfalls bei mittleren Verformungen bei den jeweiligen tiefen Temperaturen vorhanden. Dieses zeichnet sich ebenfalls in den Wechselverformungskurven (Abbildung 70) ab.

5 Diskussion der Ergebnisse

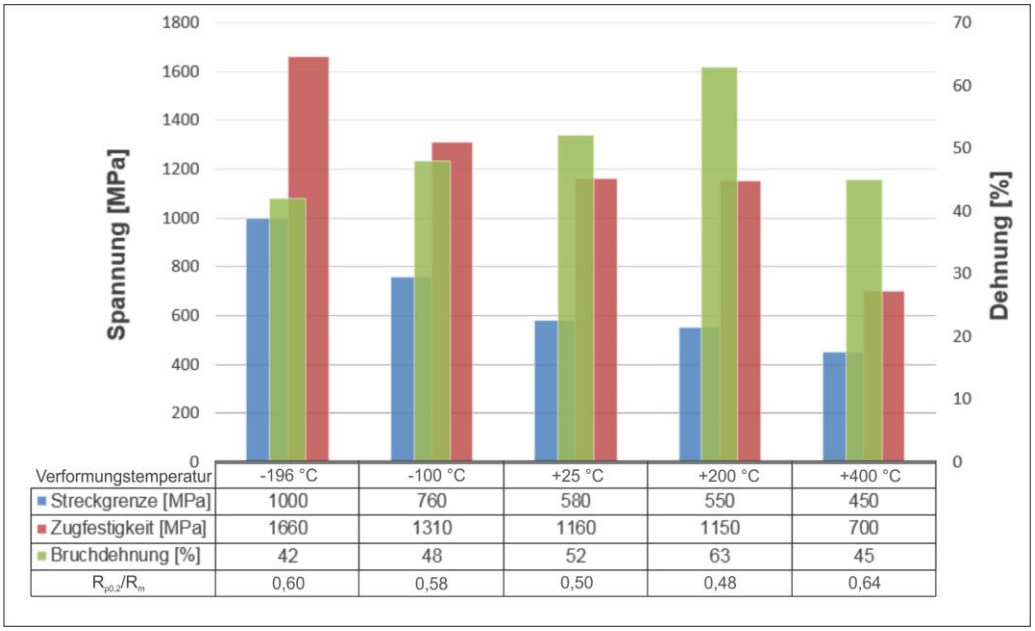
In der vorliegenden Dissertation konnte gezeigt werden, dass eine Optimierung der konventionell erhältlichen TWIP-Stähle X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 durch verschiedene Vorbehandlungen möglich ist. Nicht nur die monotonen Eigenschaften nach einer Vorbehandlung wiesen ein großes Potential in der Anwendung dieser Werkstoffe auf, sondern auch die zyklischen Eigenschaften konnten verbessert werden. Bei dieser Untersuchung stand immer die Korrelation von mikrostruktureller Entwicklung mit einer Eigenschaftsveränderung im Vordergrund. Somit konnte eine Zuordnung der Verfestigungsmechanismen je nach Verformungstemperatur geschaffen werden, und deren Einfluss auf eine nach der jeweiligen Vorbehandlung folgende Belastung der Werkstoffe dargestellt werden.

5.1 Monotone mechanische Eigenschaften

Eine Zusammenfassung der mechanischen Eigenschaften bei verschiedenen Temperaturen ist für den X-IP™1000 in Abbildung 84 und für den X40MnCrAl19-2 in Abbildung 85 aufgetragen. Somit kann ein direkter Vergleich der einzelnen Zustände, je Material, den Einfluss einer Temperatur auf das Verformungsverhalten hervorheben. Beide TWIP-Stähle zeigen generell, dass mit sinkender Verformungstemperatur von 400 °C ausgehend, die Streckgrenze sowie die Zugfestigkeit ansteigen. Die Bruchdehnung verhält sich über einen großen Temperaturbereich annähernd konstant. Insgesamt liegt der TWIP-Stahl X40MnCrAl19-2 mit seiner maximalen Festigkeit jedoch unterhalb der des X-IP™1000. Durch die wesentlich geringere Korngröße des X-IP™1000 von 3-5 µm im Vergleich zum X40MnCrAl19-2, der eine durchschnittliche Korngröße von ca. 20 µm aufweist, wird die Bewegung von Versetzungen stärker behindert und dadurch eine höhere Festigkeit erzielt. Diesen Zusammenhang gibt die Hall-Petch-Beziehung wieder [20, 58, 83, 98]. Des Weiteren ist die verformungsinduzierte Entwicklung der Mikrostruktur von der Höhe der im einzelnen Korn vorliegenden Schubspannung abhängig. Generell weist der X-IP™1000 durch seine geringere Korngröße im Vergleich zum X40MnCrAl19-2 mehr Körner auf, die an einer Umformung beteiligt sind. Zur Aktivierung bestimmter Vorgänge muss eine kritische Schubspannung überschritten werden. Um dies zu erreichen, muss die jeweilige Kristallorientierung zur Belastungsrichtung optimal gerichtet sein. In einem vielkristallinen Werkstoff sind viele Körner mit meist stark unterschiedlichen Orientierungen vorhanden. Bedingt durch diesen Orientierungsunterschied sind zunächst nicht alle Körner direkt an der

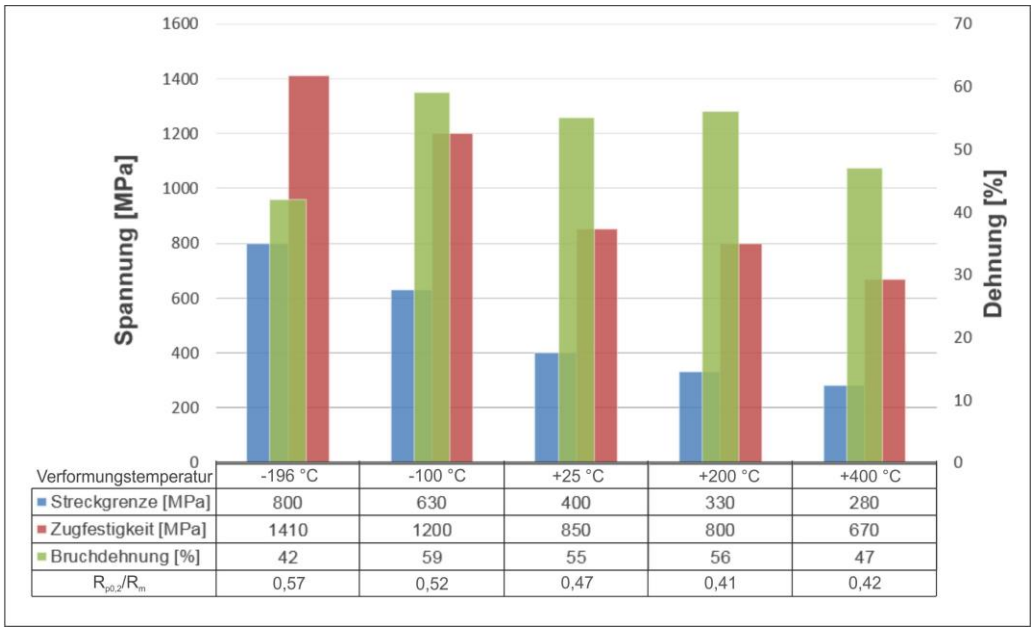
Verformung beteiligt, werden aber durch ihre Nachbarkörner durch die Aktivierung weiterer Gleitsysteme bei der weiteren Umformung mit eingeschlossen [20, 83]. Eine Betrachtung der Textur wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht näher vorgenommen. Nicht allein die Korngröße hat einen Einfluss auf das Verfestigungsverhalten, sondern auch die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes. Werden die Stähle einzeln betrachtet zeigt sich, dass eine Streckgrenzenerhöhung bei einer Verformungstemperatur von -196 °C mit einem Faktor von 1,7 bei dem X-IP™1000 und mit einem Faktor von sogar 2 bei dem X40MnCrAl19-2, jeweils bezogen auf den Anlieferungszustand, erreicht werden kann. Diese Streckgrenzenerhöhung bei einer Verformung bei tiefen Temperaturen ist, bedingt durch eine niedrige Stapelfehlerenergie und damit geringere Stabilität des Austenits, auf verformungsinduzierten Martensit zurückzuführen und wurde umfangreich in der Literatur untersucht [11, 21, 25, 28, 87]. Der höhere Faktor der Streckgrenzenerhöhung des X40MnCrAl19-2 im Vergleich zu dem X-IP™1000 ist bedingt durch die höhere Neigung zur Bildung von verformungsinduzierten Martensit, welches die schematische Darstellung in Abbildung 86 verdeutlicht.

Der Einfluss von hohen Temperaturen während einer monotonen Verformung wurde durch verschiedene Autoren für diverse TWIP-Güten in der Literatur diskutiert [11, 14, 94]. Hier wurde gezeigt, dass bei erhöhten Verformungstemperaturen die Festigkeit sowie die erreichbare Bruchdehnung niedriger sind als bei Raumtemperatur. Als Ursache wird die Abnahme der Zwillingsbildungsrate und damit verbundene fehlende Verfestigung bei erhöhten Temperaturen genannt. Gräßel [14] untersuchte einen TWIP-Stahl X5MnAlSi 25 3 3 zusätzlich zu den hohen Temperaturen auch im Tieftemperaturbereich bis zu einer Temperatur von -150 °C. In diesem Bereich wies Gräßel martensitische Anteile nach, wodurch im Vergleich zur Belastung bei Raumtemperatur eine Erhöhung der Festigkeit bei verminderter Bruchdehnung erreicht wird. Eine allgemeingültige Temperatur, bei der ein Übergang der einzelnen Verfestigungsmechanismen in TWIP-Stählen vorliegt, kann jedoch nicht angegeben werden. Die Übergangstemperaturen in hoch manganhaltigen Stählen sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung und deren Einfluss auf die Stabilität der vorliegenden Phasen sowie der SFE. Zudem wurde gezeigt, dass nicht nur die Temperatur während der Verformung von Bedeutung ist, sondern dass auch durch eine nach der Verformung erfolgende Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften von TWIP-Stählen gezielt eingestellt werden können [9, 77].



Verformungstemperatur	-196 °C	-100 °C	+25 °C	+200 °C	+400 °C
Streckgrenze [MPa]	1000	760	580	550	450
Zugfestigkeit [MPa]	1660	1310	1160	1150	700
Bruchdehnung [%]	42	48	52	63	45
$R_{p0,2}/R_m$	0,60	0,58	0,50	0,48	0,64

Abbildung 84: Zusammenfassung der ermittelten mechanischen Eigenschaften für den X-IP™1000 bei verschiedenen Verformungstemperaturen



Verformungstemperatur	-196 °C	-100 °C	+25 °C	+200 °C	+400 °C
Streckgrenze [MPa]	800	630	400	330	280
Zugfestigkeit [MPa]	1410	1200	850	800	670
Bruchdehnung [%]	42	59	55	56	47
$R_{p0,2}/R_m$	0,57	0,52	0,47	0,41	0,42

Abbildung 85: Zusammenfassung der ermittelten mechanischen Eigenschaften für den X40MnCrAl19-2 bei verschiedenen Verformungstemperaturen

Einen allgemeinen Trend der mikrostrukturellen Entwicklung nach einem hohen Verformungsgrad bei verschiedenen Temperaturen zeigt die schematische Darstellung in Abbildung 86 a) für den X-IP™1000 und b) für den X40MnCrAl19-2. Die Entwicklung der Mikrostruktur wurde auf Basis der in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen mittels TEM, XRD-Messungen und Messungen mit dem Feritscope erstellt. Die schematische Darstellung zeigt, dass

bei beiden Werkstoffen nach einer hohen Verformung unabhängig von der Verformungstemperatur eine hohe Versetzungsdichte zu erwarten ist. Des Weiteren ist bei beiden Werkstoffen nach einer hohen Verformung bei hohen Temperaturen eine gleichwertige mikrostrukturelle Entwicklung zu erkennen. D.h. die Zwillingsbildung nimmt mit steigender Temperatur ab, wohingegen die Verfestigung durch Versetzungsgleiten zunimmt. Bei beiden TWIP-Stählen kann eine Übergangstemperatur von ca. 300 °C angegeben werden, bei der die verformungsinduzierte Bildung von Zwillingen ausbleibt. Nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen konnte bei beiden Werkstoffen, eine unterschiedliche Entwicklung der Mikrostruktur nachgewiesen werden. Der X-IP™1000 (Abbildung 86 a)) zeigt eine Abnahme der Zwillingsbildung und Versetzungsgleiten bei einer sinkenden Verformungstemperatur, wohingegen gleichzeitig eine Zunahme von hexagonalem ε-Martensit beobachtet werden konnte. Der X40MnCrAl19-2 zeigt zusätzlich eine Zunahme an kubisch raumzentriertem α´-Martensit bei sinkender Verformungstemperatur. Beide TWIP-Stähle sind durch ihr jeweiliges Legierungskonzept rein austenitisch bei Raumtemperatur eingestellt. Da aber beide Stähle einen Mangangehalt von kleiner als 25 Ma.-% besitzen, ist es nur durch die Zugabe von weiteren Legierungselementen möglich, eine stabile austenitische Phase bei Raumtemperatur einzustellen [37]. Durch die Zugabe von einer relativ hohen Kohlenstoffmenge von 0,6 Ma.-% kann die Bildung von verformungsinduzierten Martensit, ohne die Bildung von M_3C-Karbiden, unterdrückt werden [37]. Diese Grenze weist annähernd der X-IP™1000 mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,52 Ma.-% auf. Die geringen Zusätze von Chrom (0,2 Ma.-%) und Silizium (0,25 Ma.-%) haben nach Dumay et al. [25] nur einen geringen Einfluss auf die SFE. Silizium wirkt steigernd auf die SFE wohingegen gleichermaßen die SFE durch das Zulegieren von Chrom gesenkt wird (siehe Abbildung 6). Im Unterschied zu dem X-IP™1000 besitzt der X40MnCrAl19-2 einen geringeren Anteil an Kohlenstoff (0,4 Ma.-%), jedoch einen hohen Anteil an Chrom (2 Ma.-%), welches die SFE stark senkt [25], sowie einen relativ hohen Anteil an Aluminium (1 Ma.-%), der wiederum steigernd auf die SFE wirkt [25]. Durch das Legierungskonzept des X40MnCrAl19-2 ist der Austenit nicht so stabil bei einer Verformung bei tiefen Temperaturen wie im X-IP™1000. Aus diesem Grund neigt der X40MnCrAl19-2 schneller bei tiefen Temperaturen zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit.

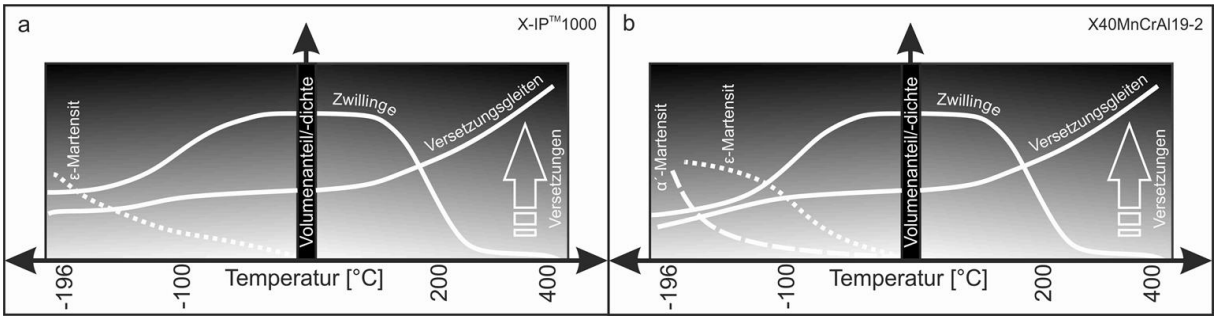


Abbildung 86: Schematische Darstellung der mikrostrukturellen Entwicklung im a) X-IP™1000 und b) X40MnCrAl19-2 nach einer hohen Verformung bei verschiedenen Temperaturen nach [88]

Für einen industriellen Einsatz der vorverformten Werkstoffzustände ist es notwendig, die mechanischen Eigenschaften abschätzen zu können, die nach einer Vorbehandlung der beiden TWIP-Stähle noch erreichbar sind. Nur dann ist es möglich, Bauteile aus TWIP-Stahl sicherheitsgemäß und dem Anwendungszweck entsprechend auszulegen. Aus diesem Grund sind in Abbildung 87 die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur nach einer temperaturabhängigen Vorbehandlung des X-IP™1000 und die des X40MnCrAl19-2 in Abbildung 88 zusammenfassend dargestellt. In den Abbildungen ist für jeden TWIP-Stahl nach einer Vorbehandlung jeweils zunächst die erreichte gesamte Dehnung über die Vorverformungstemperatur aufgetragen. Als weiteres ist die nach einer Vorbehandlung erreichte Streckgrenze und Zugfestigkeit über die Verformungstemperatur dargestellt. Durch diese Auftragung der Streckgrenze und Zugfestigkeit wird durch ihren Abstand voneinander je Verformungstemperatur das Potential an noch möglicher Verfestigung bei einer monotonen Beanspruchung deutlich. Für die Erstellung der Diagramme wurden die in dieser Arbeit betrachteten Vorverformungen je Werkstoff verwendet, somit konnten in einigen Bereichen nur Abschätzungen der Entwicklung von Restdehnung, erreichbarer Streckgrenze und Zugfestigkeit getroffen werden. Diese Abschätzungen sind in den Abbildungen jeweils durch gepunktete Linien dargestellt.

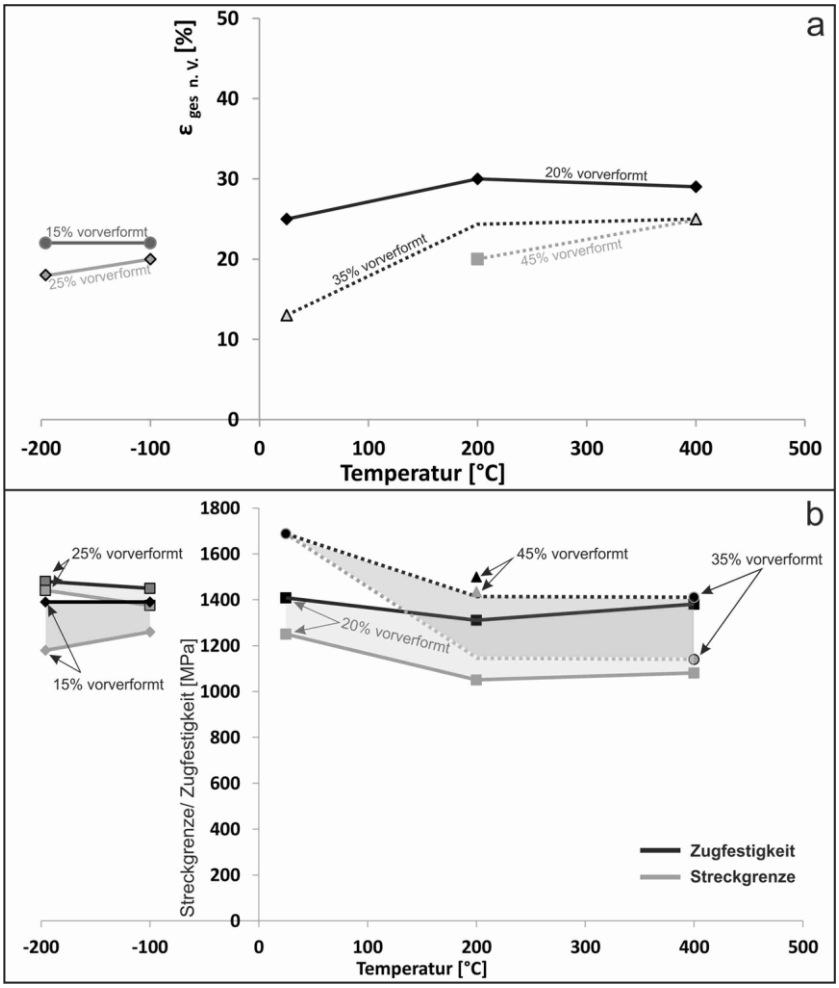


Abbildung 87: Mechanischen Eigenschaften des X-IP™1000 bei Raumtemperatur nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen: a) Restdehnung bis zum Bruch, b) erreichbare 0,2 % Dehngrenze und Zugfestigkeit

Die Restdehnung bei einer monotonen Zugbelastung bei Raumtemperatur von vorverformten Proben des X-IP™1000 ist in Abbildung 87 a) dargestellt. Proben, die bei tiefen Temperaturen vorverformt wurden, erreichen eine Restdehnung von ca. 23 % nach einer Vorverformung um 15 % und ca. 19 % nach einer Vorverformung um 25 %. Eine ähnliche Entwicklung der Restdehnung ist bei Proben zu erkennen, die bei 25 °C vorverformt wurden. Die annähernd gleichwertige Restdehnung von Proben, die bei 25 °C und bei tiefen Temperaturen vorverformt wurden, ist auf die Mikrostruktur nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen zurückzuführen (siehe Kapitel 4.1.3 Mikrostrukturelle Entwicklung nach der Vorbehandlung). Bei beiden Verformungstemperaturen konnte eine Erhöhung der Versetzungsdichte sowie Zwillingsbildung nachgewiesen werden. Zusätzlich wurde nach einer Verformung bei tiefen Temperaturen ε-Martensit detektiert. Die Interaktionen von Versetzungen mit Zwillingen sowie ε-Martensit während einer Verformung ermöglicht die hohe Restdehnung bei einer Verformung

bei Raumtemperatur. Diese mikrostrukturelle Entwicklung ist vergleichbar mit der in der Literatur, in denen Untersuchungen an unterschiedlichen TWIP-Stahl Güten durchgeführt wurden [44, 91, 93].

Die nachträgliche Verformung von Proben, die bei hohen Temperaturen vorverformt wurden, zeigt eine höhere Restdehnung als bei Proben, die bei 25 °C oder tiefen Temperaturen vorverformt wurden. Dies ist ebenfalls wie zuvor auf die Mikrostruktur nach einer Vorverformung bei hohen Temperaturen zurückzuführen. Die SFE bei einer Vorverformung bei hohen Temperaturen ist soweit angestiegen, dass nur geringfügig (200 °C) oder gar keine (400 °C) Verformungszwillinge entstanden, und der Werkstoff nur durch Versetzungsleiten verfestigte. Diese Eigenschaft der TWIP-Stähle bei einer Verformung bei hohen Temperaturen ist im Einklang mit der Literatur [77, 94]. Bei einer nachträglichen Verformung steht zunächst dem Gleiten von Versetzungen nichts im Wege, so dass eine hohe Restdehnung erzielt wird. Jedoch ist bei einer nachträglichen Verformung bei Raumtemperatur die Bildung von Zwillingen, durch die geringere SFE, wieder möglich. Die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer nachträglichen Verformung wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter betrachtet.

In Abbildung 87 b) ist die restliche Verfestigung durch die Auftragung der Streckgrenze und Zugfestigkeit des X-IP™1000 nach einer Vorbehandlung dargestellt. Im Allgemeinen ist eine höhere Verfestigung des Werkstoffes nach einer Verformung auf niedrige Werte zu erkennen. Sowie sich insgesamt, wie zu erwarten, höhere Streckgrenzen und Zugfestigkeiten bei einer Verformung auf hohe Werte zeigen. Die Verfestigung nimmt mit steigender Vorverformungstemperatur zu. Dieses ist durch Interaktionen von Versetzungen mit der übrigen Mikrostruktur bestimmt. Nach einer mittleren Verformung um 15 % bei tiefen Temperaturen nimmt die Verfestigung zunächst ab (-100 °C), anschließend jedoch wieder zu (-196 °C). Diese Entwicklung ist auf die Zunahme an ε-Martensit, je niedriger die Temperatur bei einer Verformung ist, zurückzuführen. Der ε-Martensit bildet zusätzliche Barrieren für das Gleiten von Versetzungen, welches bei einer nachträglichen Verformung bei Raumtemperatur wieder vermehrt möglich ist.

Die mechanischen Eigenschaften des X40MnCrAl19-2 nach verschiedenen Vorbehandlungen, die durch monotone Zugversuche bei Raumtemperatur getestet wurden, sind in Abbildung 88 wie zuvor für den X-IP™1000 dargestellt. Die Restdehnungen des X40MnCrAl19-2 (Abbildung 88 a)) nach einer Vorbehandlung bei verschiedenen Temperaturen sind verglichen mit

dem X-IP™1000 ähnlich ausgeprägt. Wie zu erwarten wurden höhere Restdehnungen nach einer Vorbehandlung mit einer mittleren Verformung als nach einer Vorbehandlung mit einer hohen Verformung, unabhängig von der Vorverformungstemperatur, erreicht. Dies ist bedingt durch das höhere Potential an Verfestigung durch die jeweiligen Verfestigungsmechanismen bei den verschiedenen Verformungstemperaturen bei einer nachträglichen Belastung bei Raumtemperatur. Nach einer Vorbehandlung bei niedrigen Temperaturen und Raumtemperatur wird bei gleichem Grad der Vorverformung eine geringere Restdehnung erreicht als nach einer Vorverformung bei hohen Temperaturen erreicht wird. Die Ursache für die geringere Restdehnung nach einer Vorbehandlung bei tiefen Temperaturen und Raumtemperatur ist durch die im Vergleich zur Vorbehandlung bei hohen Temperaturen stark unterschiedliche Mikrostruktur (siehe Kapitel 4.1.3 Mikrostrukturelle Entwicklung nach der Vorbehandlung). Das Ausbleiben des TWIP-Effektes bei einer Verformungstemperatur von 400 °C erklärt die bei dieser Temperatur ermittelten mechanischen Eigenschaften (vgl. Abbildung 36). Durch die zusammenhängende Betrachtung der mechanischen Eigenschaften und der mikrostrukturellen Entwicklung nach einer Verformung kann bei dem X40MnCrAl19-2 davon ausgegangen werden, dass sich ein Übergang vom TWIP-Effekt zum Versetzungsgleiten in einem Temperaturbereich zwischen 200 °C und 400 °C befindet. Dieser Übergangsbereich ist ähnlich dem beim X-IP™1000, jedoch wird sich bei einer genaueren Analyse in kleineren Temperaturschritten eine Abgrenzung bedingt durch die unterschiedlichen Legierungssysteme und die damit verbundenen unterschiedlich hohen Stapelfehlerenergien zeigen. Dies war jedoch nicht Ziel der vorliegenden Arbeit. Wie schon zuvor im Abschnitt “Temperaturabhängigkeit der Stapelfehlerenergie“ betrachtet, steigt die Stapelfehlerenergie mit steigender Temperatur an, womit die Bildung von Verformungszwillingen abnimmt und als Verformungsmechanismus nur noch Versetzungsgleiten vorliegt [11, 22]. Die Untersuchungen von Fang et al. [99] und Bouaziz et al. [94] an hoch manganhaltigen TWIP-Stählen verdeutlichen diese Aussage. Erstere Autoren zeigten, dass eine abnehmende Zwillingsaktivität bei einer Verformungstemperatur von 300 °C vorhanden ist und nach einer Verformung bei einer Temperatur von 500 °C keine Zwillinge mehr detektiert werden konnten. Die Untersuchung von Bouaziz et al. zeigte schon ein Ausbleiben von verformungsinduzierten Zwillingen bei einer Temperatur von 400 °C. Eine Verformung bei hohen Temperaturen hat demnach einen großen Einfluss auf die mikrostrukturelle Entwicklung und damit auch die mechanischen Eigenschaften während der Verformung oder aber auch darauffolgend. Dieser Aspekt ist in der Literatur intensiv durch verschiedenste Untersuchungen näher betrachtet worden [100-104].

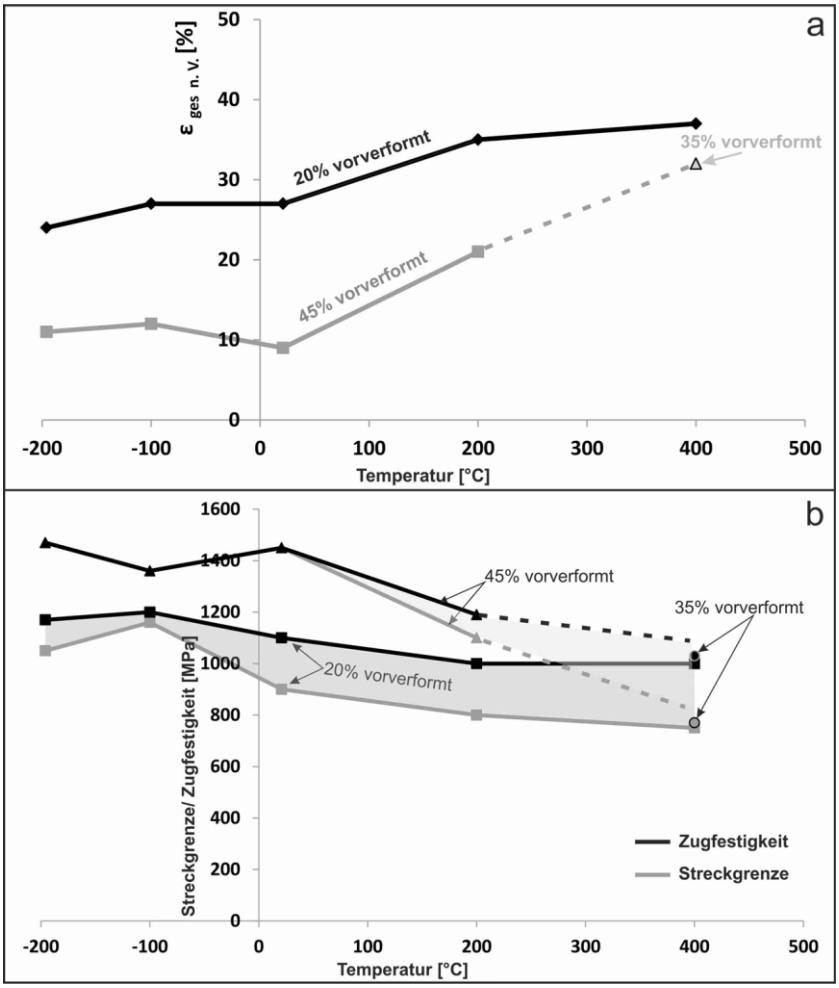


Abbildung 88: Mechanischen Eigenschaften des X40MnCrAl19-2 bei Raumtemperatur nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen: a) Restdehnung bis zum Bruch, b) erreichbare 0,2 % Dehngrenze und Zugfestigkeit nach [88]

Nach einer Vorbehandlung bei verschiedenen Temperaturen wurden bei einem monotonen Zugversuch bei Raumtemperatur hohe Streckgrenzen und Zugfestigkeiten erzielt (siehe Abbildung 88 b)). Das hohe Potential an Verfestigung nach einer Vorverformung um 20 % verdeutlicht auch die erreichbare Restdehnung des X40MnCrAl19-2. Ähnlich wie der X-IP™1000 zeigte, steigt die Verfestigung mit zunehmender Vorverformungstemperatur leicht an. Nach einer Vorbehandlung bei tiefen Temperaturen nimmt die Verfestigung zunächst stark ab (bei -100 °C), anschließend mit weiter sinkender Verformungstemperatur auf -196 °C wird wieder eine höhere Verfestigung erreicht. Dieses unterschiedliche Verhalten nach einer Vorbehandlung bei tiefen Temperaturen ist auf die unterschiedlichen Anteile der Mikrostruktur nach einer Vorverformung zurückzuführen (siehe Abbildung 86 b)). Durch die mit der Temperatur sinkende Stapelfehlerenergie [105], kommt es zusätzlich zur Verfestigung durch Zwillingbildung und Versetzungsgleiten, zunächst zu einer verformungsinduzierten Phasenumwandlung

zu ε-Martensit und bei weiter sinkender Temperatur zu einem steigenden Volumenanteil an α´-Martensit.

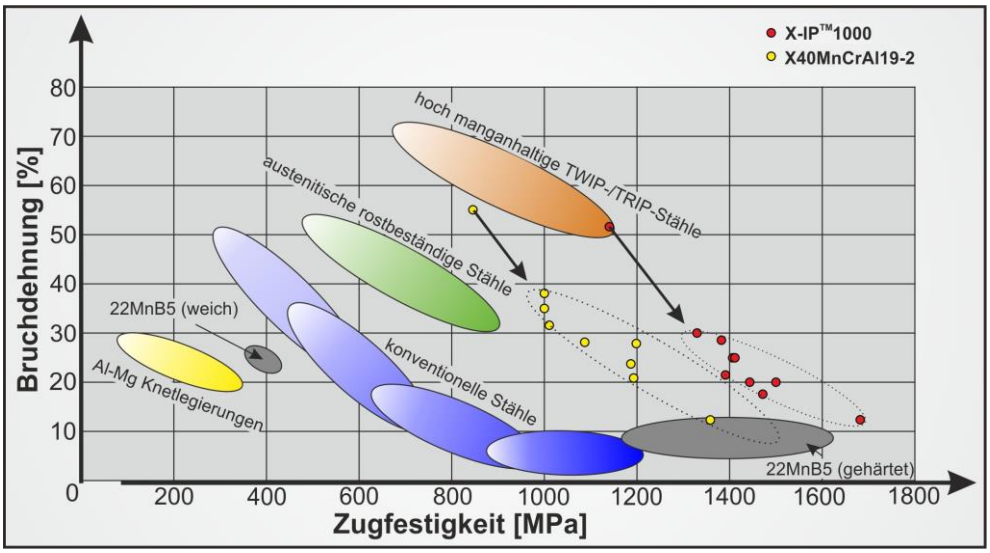


Abbildung 89: Vergleich von Bruchdehnung und Zugfestigkeit verschiedener Stahlgüten aus Abbildung 2, Einordnung der vorbehandelten Werkstoffe X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2

Abbildung 89 zeigt einen Vergleich von Bruchdehnung und Zugfestigkeit verschiedener Stahlgüten. Zusätzlich zu den Anlieferungszuständen des X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 wurden die Bruchdehnungen und Zugfestigkeiten nach einer Vorbehandlung der Werkstoffe in das Diagramm eingetragen. Die einzelnen Punkte stellen die mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Vorbehandlungen auf verschieden hohe Verformungen bei verschiedenen Temperaturen je Werkstoff dar. Durch diese Auftragung der Daten kann ein Bereich je Werkstoff gekennzeichnet werden (gestrichelte Linie), der die mechanischen Eigenschaften nach verschiedenen Vorbehandlungen abdeckt. Deutlich erkennbar ist, dass beide TWIP-Stähle sich von den übrigen Werkstoffen nach einer Vorbehandlung absetzen. Sich aber immer noch in einem Bereich des Diagramms befinden, der durch eine hohe Zugfestigkeit bei gleichzeitig relativ hohen Bruchdehnung gekennzeichnet ist. Des Weiteren wird im direkten Vergleich mit einem häufig in der Automobilindustrie verwendeten Stahl (22MnB5), der für höchstfeste Karosseriebauteile verwendet wird, in Abbildung 89 das hohe Potential der in dieser Arbeit untersuchten TWIP-Stähle für den Einsatz zum Beispiel als Chassis- oder Strukturkomponente im Automobil sichtbar. Erste Untersuchungen wurden in diesem Zusammenhang für die Herstellung einer B-Säule durchgeführt. Zu diesem Zweck wurde ein Verfahren entwickelt, welches eine Umformung des Bauteils bei tiefen Temperaturen ermöglicht und somit sicherheitsrelevante Bauteile

herstellen kann, die eine erhöhte Festigkeit sowie Restduktilität besitzen [106]. Ein Herstellungsprozess, der eine Bauteilformung bei tiefen Temperaturen ermöglicht, ist in Abbildung 90 schematisch dargestellt. Der grundlegende Herstellungsprozess findet Anlehnung an die bisherige Herstellung von Warmformbauteilen. Die Heizofenanlage wird dazu durch ein Kühlsystem sowie das Warmformwerkzeug gegen ein Kaltformwerkzeug ausgetauscht. Der Prozess beinhaltet somit das Zuschneiden der Platinen, welche anschließend auf bestimmte tiefe Temperaturen im Kühlsystem gekühlt werden. Mit der Hilfe eines Roboters können die gekühlten Platinen in das Kaltformwerkzeug eingelegt werden. Ein großer Vorteil im Vergleich zum Warmformen sind die enorm kürzere Prozesszeiten [107].

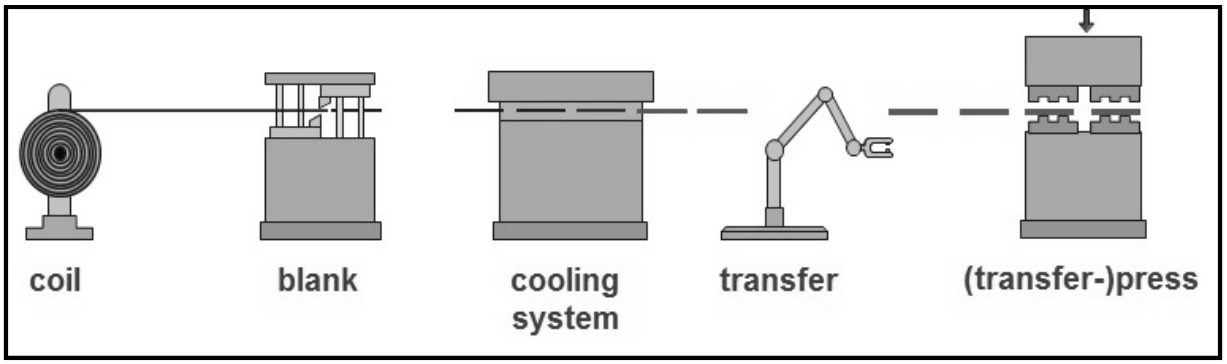


Abbildung 90: Schematische Darstellung eines möglichen Herstellungsprozesses eines Formbauteiles bei tiefen Temperaturen [107]

Für erste Tests wurden Miniatur-B-Säulen, die eine Länge von ca. 600 mm besitzen, in flüssigem Stickstoff gekühlt und anschließend auf -90 °C bzw. -70 °C erwärmt und bei diesen Temperaturen in einem Werkzeug geformt. Um das Crashverhalten eines seitlichen Aufpralls zu testen wurden dynamische Versuche an einem Fallturm mit Miniatur-B-Säulen aus pressgehärtetem 22MnB5 Stahl sowie kaltgeformten TWIP-Stahl durchgeführt (Abbildung 91). Als Ergebnis dieser Untersuchung kann gezeigt werden, dass aus TWIP-Stahl gefertigte Miniatur-B-Säulen im Vergleich zu einem pressgehärteten 22MnB5 auf einem niedrigerem Kraftlevel verformen, wobei sie aber wie erwartet, durch das noch verfügbar hohe Verfestigungsverhalten nach einer Formung bei tiefen Temperaturen (siehe Abbildung 87), ein höheres Energieaufnahmevermögen besitzen als der pressgehärtete 22MnB5 [106].

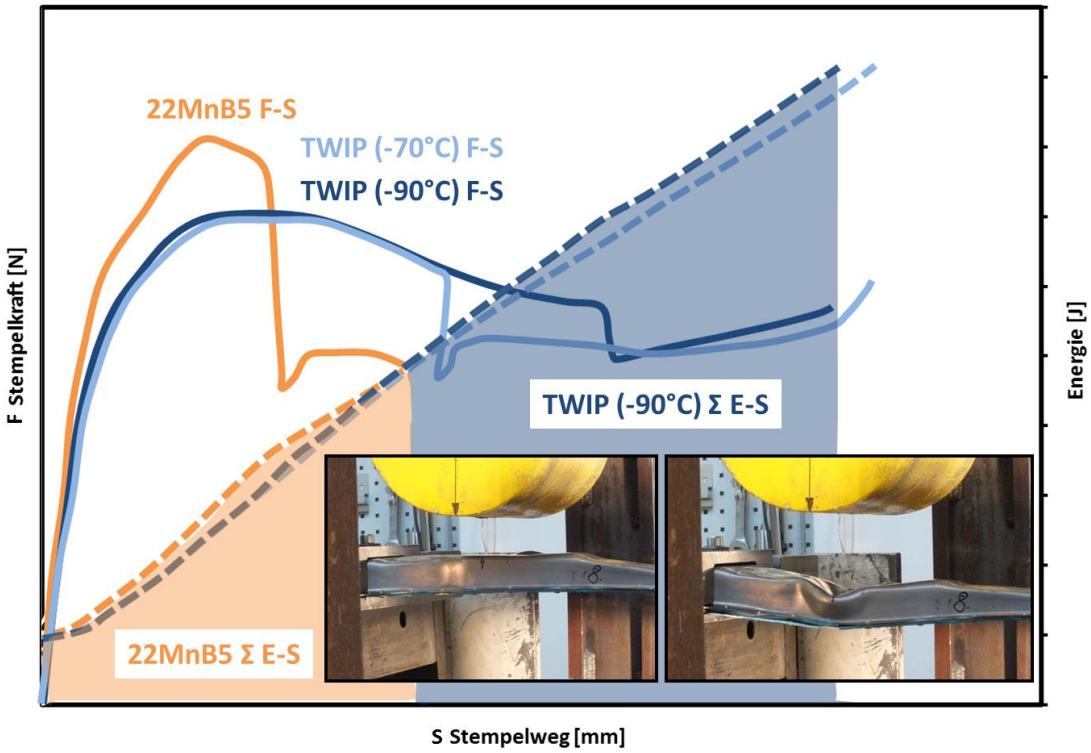


Abbildung 91: Simulierung des Aufprallverhaltens einer Miniatur-B-Säule aus kaltgeformten (-70 °C bzw. -90 °C) TWIP-Stahl und pressgehärteten 22MnB5 Stahl mit der Hilfe eines Fallturmprüfstandes [106]

Zudem konnte gezeigt werden, dass ein Bauteil, das bei tiefen Temperaturen aus TWIP-Stahl geformt ist, im Vergleich zu einem Bauteil aus pressgehärteten 22Mn5B, bessere Eingeschalten bezüglich der Anlassbeständigkeit vorweist [107]. Der Einfluss verschiedener Anlasstemperaturen auf die Härte nach Vickers ist in Abbildung 92 dargestellt. In dieser Abbildung sind zwei Temperaturbereiche gekennzeichnet, bei denen üblicherweise Korrosionsbeschichtungen wie die kathodische Tauchlackierung bzw. die Stückverzinkung durchgeführt werden. Deutlich zu erkennen ist, dass der pressharte 22MnB5 schon bei einer Temperatur von 200 °C beginnt seine Härte zu verlieren. Von einer Anfangshärte von ca. 500 HV verringert sich diese bei einer Anlasstemperatur von 500 °C auf nur noch 300 HV. Der kaltgeformte (-100 °C) TWIP-Stahl zeigt hingegen einen Verlust der Härte erst ab einer Anlasstemperatur von >500 °C. Diese Untersuchungen stehen im Einklang mit den in dieser Arbeit untersuchten Anlassbeständigkeiten der TWIP-Stähle X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 (Kapitel 4.3). Es konnte gezeigt werden, dass beide Stähle nach Vorbehandlungen bei verschiedenen Temperaturen (hohe sowie niedrige) eine gute Anlassbeständigkeit aufweisen und erst ab einer Anlasstemperatur von ca. >500 °C einen Abfall der Härte und damit der Festigkeit zeigen (siehe Abbildung 61und Abbildung 63). Der Festigkeitsverlust erfolgt durch eine Erholung bzw. Rekristallisation der Werkstoffe infolge einer Wärmebehandlung [9, 10, 103]. Durch diese gute Anlassbeständigkeit der

TWIP-Stähle können diese bedenkenlos mit einer Korrosionsbeschichtungen mittels Stückverzinkung oder kathodischer Tauchlackierung versehen werden können.

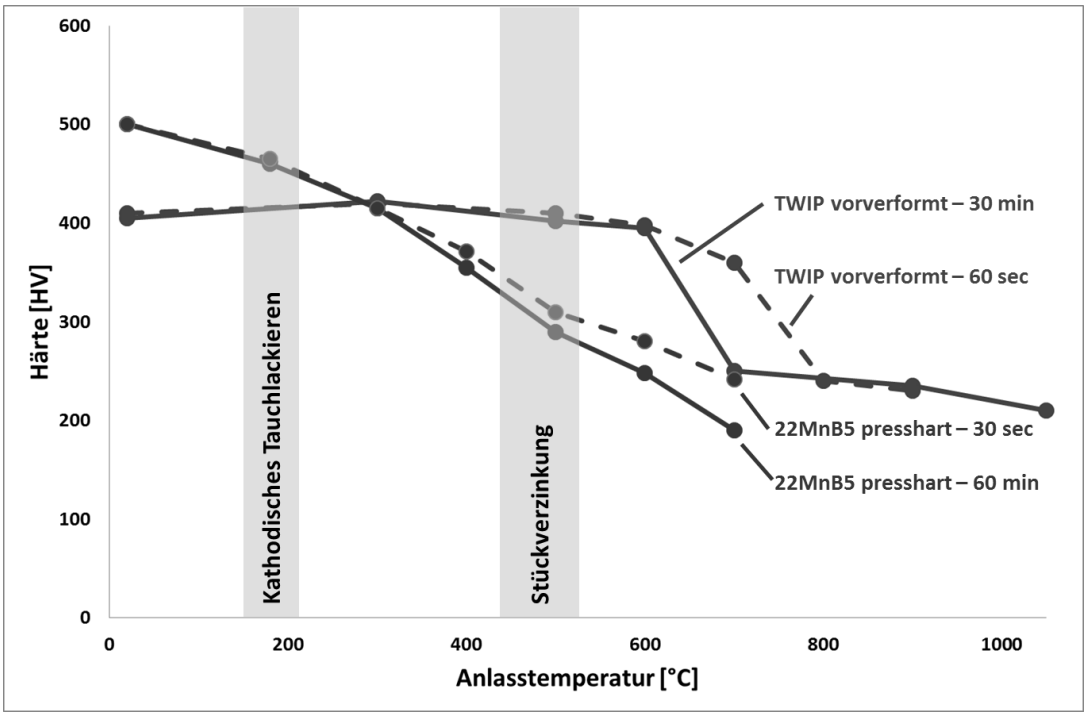


Abbildung 92: Härte über verschiedene Anlasstemperaturen für kaltgeformten (-100 °C) hoch manganhaltigen TWIP-Stahl (blau) für Anlassdauern von 30 Minuten bzw. 2 Minuten im Vergleich zu Anlasskurven für pressgehärteten 22MnB5 für Anlassdauern von 30 Minuten bzw. 2 Minuten [107]

5.2 Ermüdungseigenschaften

Für einen direkten Vergleich der Ermüdungseigenschaften des X-IP™1000 abhängig von der in dieser Arbeit betrachteten Probenvorbehandlungen wurden die Wechselverformungskurven einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % in Abbildung 93 a) und in b) für eine Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % aufgetragen. In Abbildung 93 sind jeweils für eine Ermüdung mit einer niedrigen und hohen Dehnungsamplitude zwei Bereiche gekennzeichnet. Diese stehen zunächst für die jeweiligen Temperaturen während der Vorverformung der Proben und kennzeichnen dementsprechend die resultierende Spannungsamplitude bei einer dehnungsgeregelten Ermüdungsbeanspruchung. Der gelbe Bereich steht für eine Probenvorbehandlung, die bei einer Temperatur von 25 °C,

200 °C oder 400 °C stattgefunden hat. Infolgedessen steht der blaue Bereich für eine Probenvorbehandlung, die bei einer Temperatur von -100 °C oder -196 °C stattgefunden hat. Durch diese Einteilung werden Bereiche abgegrenzt, die eine Vorverformung bei Temperaturen von 25 °C bis 400 °C sowie von -196 °C bis 25 °C abdecken. Durch die Zuordnung der Vorverformungstemperaturen auf die verschiedenen Bereiche in Abbildung 93, kann somit eine Prognose getroffen werden, wie sich die Spannungsamplitude während einer zyklischen Belastung mit einer hohen oder niedrigen Dehnungsamplitude nach einer Vorverformung der Proben bei verschiedenen Temperaturen verhält.

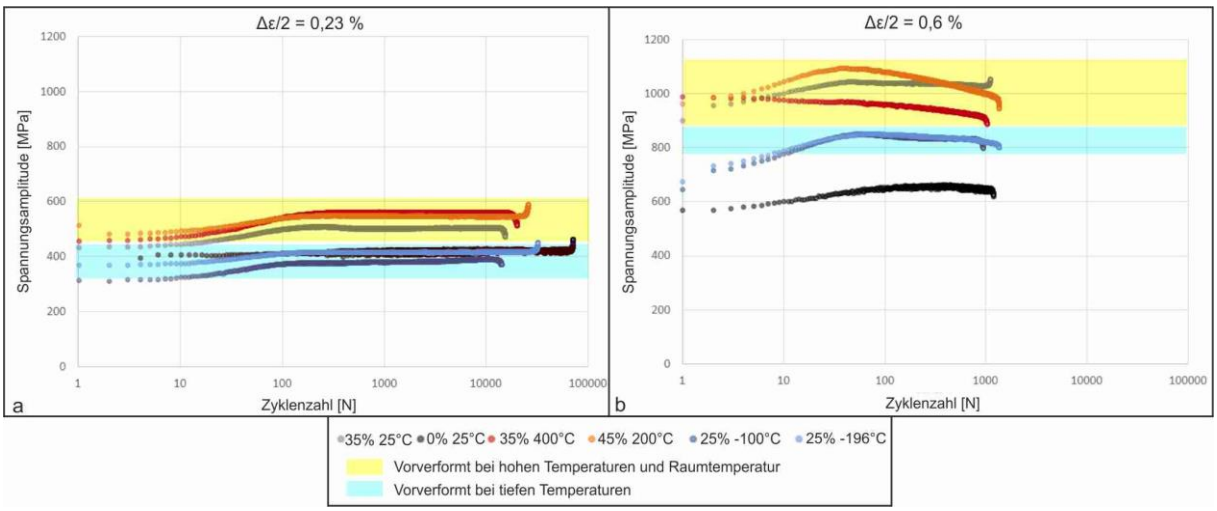


Abbildung 93: Vergleich der Wechselverformungskurven des X-IP™1000 von Proben, die bei verschiedenen Temperaturen vorbehandelt wurden, a) ermüdet mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % und b) mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 %

Durch die mikrostrukturelle Untersuchung nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen (Kapitel 4.1.3) können die farbigen Bereiche auch hinsichtlich ihrer mikrostrukturellen Entwicklung, die vor einer Ermüdungsbeanspruchung vorliegt, zugeordnet werden. Im gelben Bereich liegen alle Wechselverformungskurven, die vor einer Ermüdungsbeanspruchung Zwillinge sowie eine hohe Versetzungsdichte in der Mikrostruktur zeigen. Der blaue Bereich schließt alle Kurven ein, die durch eine Vorverformung vor einer Ermüdungsbeanspruchung Zwillinge, eine hohe Versetzungsdichte und zusätzlich Martensit aufweisen.

Des Weiteren ist in Abbildung 93 im direkten Vergleich mit der Wechselverformungskurve des Anlieferungszustandes die Entwicklung der Wechselverformungskurven nach einer Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen zu erkennen. Bei einer Ermüdung des X-IP™1000 mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % liegt nach einer Vorverformung bei 25 °C, 200 °C und

400 °C eine höhere Spannungsamplitude vor als bei einer Ermüdung des Anlieferungszustandes. Nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer hohen Dehnungsamplitude von 0,6 % (Abbildung 93 b)) ist dieses Verhalten besonders ausgeprägt zu erkennen. Eine Erhöhung der Dehnungsamplitude auf 0,6 % verursacht im Vergleich zu einem Probenzustand vor der Ermüdung (Abbildung 56) eine deutliche Zunahme an Zwillingen, wie in Abbildung 77 zu erkennen ist. Diese Zunahme ist bedingt durch die Temperaturabhängigkeit der Stapelfehlerenergie, d.h. eine Vorverformung bei einer Temperatur von 400 °C zeigt als Verformungsmechanismus durch eine hohe Stapelfehlerenergie vor allem Versetzungsgleiten. Wird der Werkstoff anschließend wieder bei 25 °C verformt, liegt bei dieser Temperatur eine niedrigere Stapelfehlerenergie vor, so dass als Verformungsmechanismus zusätzlich verformungsinduzierte Zwillingsbildung aktiv ist. Eine hohe Dehnungsamplitude bewirkt ein Überschreiten der nötigen Spannung, die zur Bildung von Zwillingen notwendig ist, so dass diese nach einer Ermüdungsbeanspruchung nachgewiesen werden können. Dieses Verhalten stellten auch Guo et al. in ihrer Arbeit fest [108]. Diese untersuchten einen TWIP-Stahl Fe22Mn-0,6C im LCF-Bereich und wiesen eine Wechselverfestigung in den ersten 10 % der Lebensdauer nach, die durch eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung in den ersten Zyklen bei höheren Amplituden begründet ist. Die Ausbildung der Zwillinge könnte auch schon in den ersten Zyklen der Ermüdungsbeanspruchung verursacht worden sein, so dass eine weitere Vorverformung vor der eigentlichen Ermüdung stattgefunden haben könnte (vgl. [109]). Dieser Aspekt wurde in dieser Arbeit nicht weiter betrachtet.

Des Weiteren kann in Abbildung 93 b) eine zyklische Entfestigung der vorverformten Proben, unabhängig von der Verformungstemperatur, erkannt werden. Im Allgemeinen wird bei einer Ermüdungsbeanspruchung das Materialverhalten weitestgehend von der Mikrostruktur bestimmt, die vor der Ermüdung im Material vorliegt. Des Weiteren ist das Ermüdungsverhalten von der Mikrostrukturänderung während der zyklischen Beanspruchung bestimmt, dabei ist besonders die Bildung und Annihilation von Versetzungen [110] sowie deren Interaktionen mit anderen mikrostrukturellen Hindernissen von Bedeutung. Bezogen allein auf Versetzungsbewegungen werden in der Literatur zwei Vorgänge angegeben, die eine dynamische Erholung während einer Ermüdungsbeanspruchung in kaltgeformten Materialien verursacht [110]. Zum einen findet diese statt, wenn die Annihilationsrate der Versetzungen größer ist als die Bildungsrate, welches eine Verringerung der Versetzungsdichte verursacht. Und zum anderem kann eine Umstrukturierung von vor der Ermüdung durch eine Verformung eingebrachten Versetzungen stattfinden. Nach einer Ermüdungsbeanspruchung von Proben, die bei Raumtemperatur bzw. hohen Temperaturen vorverformt wurden ist vorzugsweise eine Umstrukturierung

von Versetzungen zu Versetzungszellen zu erkennen (Kapitel 4.2.2). Diese Umstrukturierung ist besonders nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit hohen Dehnungsamplituden (0,6 %) zu detektieren, welches sich auch in den Wechselverformungskurven (Abbildung 93) durch eine Entfestigung wiederspiegelt.

Eine Probenvorbehandlung bei tiefen Temperaturen bewirkt keine ausgeprägte Änderung des Wechselverformungsverhaltens bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % im Vergleich zum ermüdeten Anlieferungszustand (Abbildung 93 a)). Lediglich nach einer hohen Vorverformung bei einer Temperatur von -100 °C liegt die Wechselverformungskurve geringfügig niedriger. Aus diesem Grund kann zunächst davon ausgegangen werden, dass die martensitischen Anteile, die durch eine Vorverformung der Proben bei tiefen Temperaturen eingebracht wurden, keinen bzw. einen geringen Einfluss auf die Höhe der Spannungsamplitude bei einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % haben. Des Weiteren lässt sich eine enorme Abnahme der Lebensdauer nach einer Vorbehandlung der Probe bei einer Temperatur von -100 °C erkennen. Dies lässt weiterhin darauf schließen, dass der ε-Martensit durch seine versprödende Wirkung [51, 55, 56], negativ auf die Ermüdungseigenschaften wirkt. Die Lebensdauer der verschiedenen Werkstoffzustände wird im weiteren Verlauf der Diskussion näher betrachtet. Ein anderes Wechselverformungsverhalten der Proben, die bei tiefen Temperaturen vorverformt wurden, ist bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 % zu erkennen (Abbildung 93b)). Hier liegt das Niveau der resultierenden Spannungsamplitude zwischen dem ermüdeten Anlieferungszustand und den Proben, die bei Raumtemperatur bzw. hohen Temperaturen vorverformt wurden. Die Ursache für die Erhöhung der Spannungsamplitude liegt zunächst in der generell höheren Spannung, die bedingt durch eine höhere Dehnungsamplitude resultiert. Des Weiteren ist auffällig, dass die Ermüdungseigenschaften bei einer Dehnungsamplitude von 0,6 % nach einer Vorverformung der Proben um 25 % bei -100 °C und -196 °C auf einem Niveau liegen. Jedoch zeigt sich in Abbildung 68 nach einer mittleren Verformung um 15 % ein Unterschied in den Ermüdungseigenschaften beider Vorverformungstemperaturen (-100 °C und -196 °C). Die durch eine Ermüdungsbeanspruchung resultierende Spannungsamplitude nach einer Vorverformung bei einer Temperatur von -196 °C liegt deutlich niedriger, als die Spannungsamplitude nach einer Vorverformung bei einer Temperatur von -100 °C (siehe Abbildung 68). Dies lässt zunächst vermuten, dass eine Zunahme des ε-Martensit bei einer tieferen Verformungstemperatur, schlechtere Ermüdungseigenschaften verursacht. Jedoch sollten dann die Ermüdungseigenschaften bei einer Steigerung der Verformung sowie Absenkung der Temperatur (Vorverformung um 25 % bei -196 °C) am schlechtesten ausfallen. Die Ermüdungseigenschaften sind jedoch gleichwertig

wie die Eigenschaften nach einer Verformung um 25 % bei einer Temperatur von -100 °C. Es konnte durch TEM Untersuchungen gezeigt werden, dass sich nach einer Ermüdungsbeanspruchung feine Mikrozwillinge gebildet haben (siehe Abbildung 81 c)). Es wurde jedoch nachgewiesen, dass durch eine zyklische Beanspruchung des X-IP™1000 keine mechanischen Zwillinge gebildet werden sondern nur ein Breitenwachstum der bereits vor der Ermüdung vorliegenden Zwillinge stattfindet [12]. Aus diesem Grund ist davon auszugehen, dass die Mikrozwillinge sich bereits in den ersten Zyklen der Ermüdungsbeanspruchung gebildet haben und somit einen großen Einfluss auf das weitere Ermüdungsverhalten haben. Des Weiteren konnte zumeist eine Zunahme der Mittelspannung während der Ermüdungsbelastung beobachtet werden (siehe Abbildung 69), welches auf einen Bauschinger Effekt in den ersten Zyklen zurückzuführen ist [12]. Zudem konnte gezeigt werden, dass dieser Effekt bei einem vorverformten TWIP-Stahl im Vergleich zum Anlieferungszustand stärker ausgeprägt und auf eine Zug-Druck-Asymmetrie zurückzuführen ist [12]. Dieser Aspekt wurde ebenfalls durch Bouaziz et al. [50] an einem TWIP-Stahl durch monotone Versuche mit Lastumkehrung untersucht. Auch hier konnte eine starke Zug-Druck-Asymmetrie infolge einer Vorverformung nachgewiesen werden.

Dieser Aspekt wurde im Zusammenhang mit einer auf eine Ermüdungsbeanspruchung aufgebrachten Mittelspannung näher betrachtet [109]. Die Entwicklung der Mittelspannung im Betrieb eines Bauteiles ist von entscheidender Bedeutung für die Lebensdauer einer gesamten Konstruktion. Während der Belastung eines Bauteiles, wie zum Beispiel einer Achswelle im Automobil, liegt nicht nur allein eine zyklische Beanspruchung vor, sondern eine statische Beanspruchung kann überlagert sein. Aus diesem Grund wurde der X-IP™1000 im Anlieferungszustand sowie ein um 40 % vorverformter Zustand auf den Einfluss einer Mittelspannung untersucht [109]. Dazu wurde ein Smith Diagramm auf Basis der Daten ($\Delta\varepsilon/2$ = 0,28 % und einer Lebensdauer von ca. 15000 Zyklen) aus der Arbeit von Niendorf et al. erstellt [12]. Die Untersuchung der Mittelspannung wurde kraftgeregelt mit Werten von σ_m = 0 MPa bis σ_m = 500 MPa im Anlieferungszustand und bis zu σ_m = 1200 MPa im vorverformten Zustand durchgeführt. Die Auswertung der Daten im Anlieferungszustand ergab, dass die Mitteldehnung während der Ermüdung ab einer Belastung mit einer Mittelspannung von 200 MPa ansteigt (Abbildung 94). Dies liegt daran, dass die Oberspannung mit 650 MPa während der Ermüdung mit einer Mittelspannung von 200 MPa oberhalb der Streckgrenze des X-IP™1000 liegt und damit der Übergang von elastischer zu plastischer Verformung in den ersten Zyklen stattgefunden hat. Des Weiteren konnte durch die Auswertung der ersten Hysteresen gezeigt

werden (Abbildung 95), dass sich bereits im ersten Zyklus eine Art Vorverformung im Material ausbildet, welche die anschließende Ermüdung stabilisiert, so dass die Wechselverformungskurven auch bei hohen Mittelspannungen zyklisch stabil sind und sogar eine leichte Lebensdauererhöhung aufweisen. Weiterhin wurde der Werkstoff nach einer Vorverformung um 40 % auf den Einfluss einer Mittelspannung während einer Ermüdungsbeanspruchung untersucht. Durch die Erhöhung der Streckgrenze des Materials, bedingt durch eine Vorverformung (vgl. Abbildung 38), wurden für die Ermüdung höhere Mittelspannungen gewählt. Auch hier ist das Verhalten ähnlich wie zuvor für den Anlieferungszustand beschrieben. Das Überschreiten der Streckgrenze beim Erreichen der Oberspannung bei einer Ermüdung mit einer Mittelspannung von 1200 MPa führte zu einer Erhöhung der Mitteldehnung. Auch hier konnte gezeigt werden, dass schon vor dem ersten Zyklus eine Art Vorverformung stattfindet und dass eine gewisse hohe vorliegende Mittelspannung nicht kritisch für die Ermüdungsperformance des X-IP™1000 ist. Dies gilt sowohl im Anlieferungszustand sowie vorverformt bei Raumtemperatur, und kann sogar zur Verbesserung der Eigenschaften des Materials während einer Belastung führen.

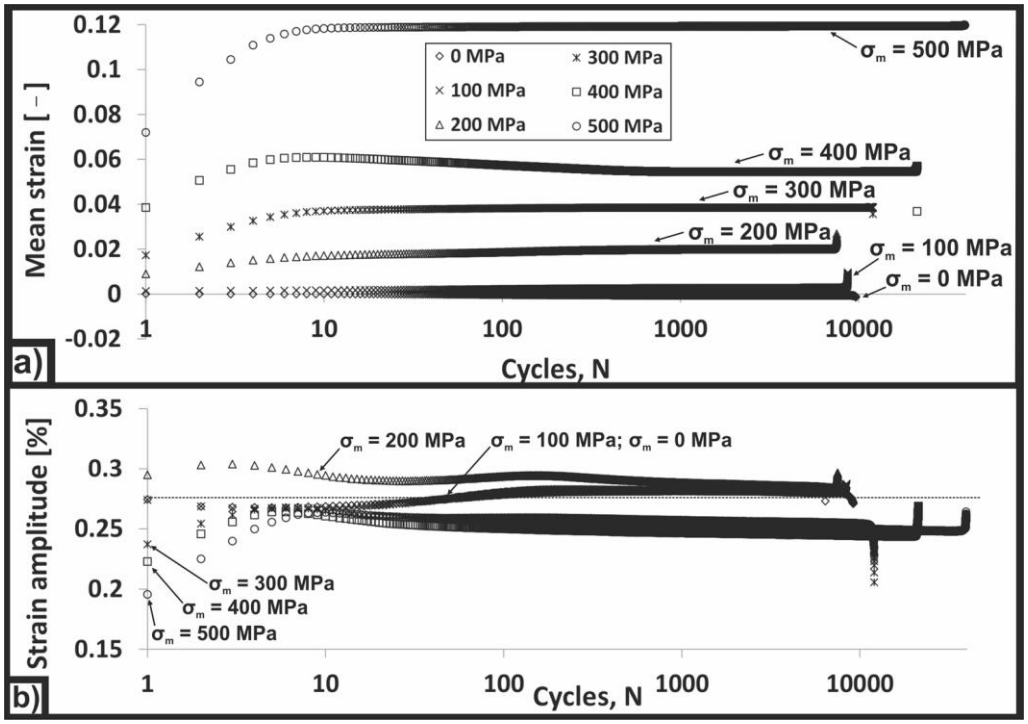


Abbildung 94: Wechselverformungsverhalten des X-IP™1000 bei Raumtemperatur für Mittelspannungsamplituden im Bereich von σ_m= 0 MPa bis 500 MPa, a) Mitteldehnung über die Zyklenzahl sowie b) Dehnungsamplitude über die Zyklenzahl aufgetragen [109]

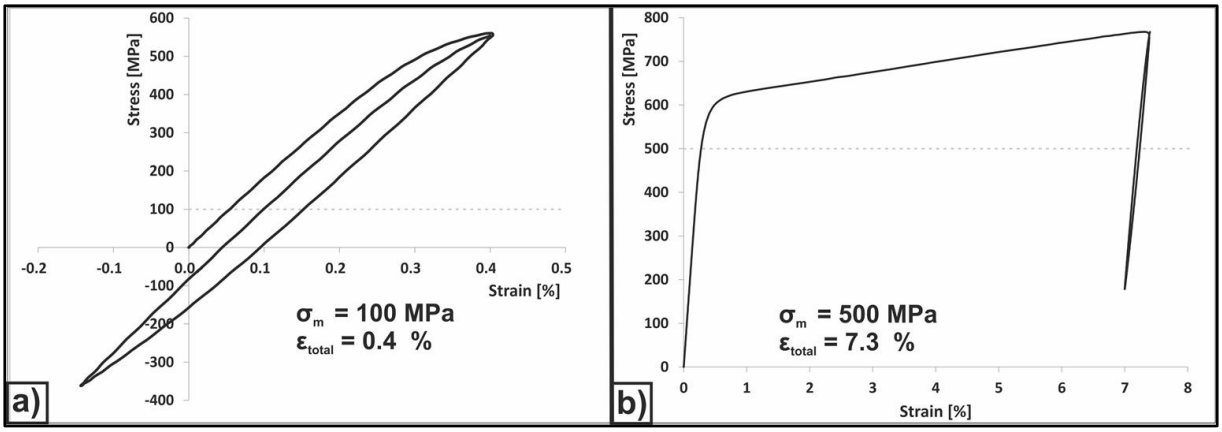


Abbildung 95: Entwicklung/Aufbau der ersten Hystereseschleifen bei einer Ermüdungsbeanspruchung des X-IP™1000 bei Mittelspannungsamplituden von a) σ_m= 100 MPa und b) σ_m= 500 MPa [109]

Abbildung 96 zeigt einen Vergleich der Ermüdungseigenschaften von dem X40MnCrAl19-2, der bei verschiedenen Temperaturen vorbehandelt wurde. In dieser Abbildung wird die Betrachtung auf die hohen Verformungen bei den jeweiligen Temperaturen beschränkt. Des Weiteren findet der Vergleich mit dem ermüdeten Anlieferungszustand in Abbildung 96 a) bei einer niedrigen Dehnungsamplitude (0,23 %) und b) bei einer hohen Dehnungsamplitude (0,6 %) statt.

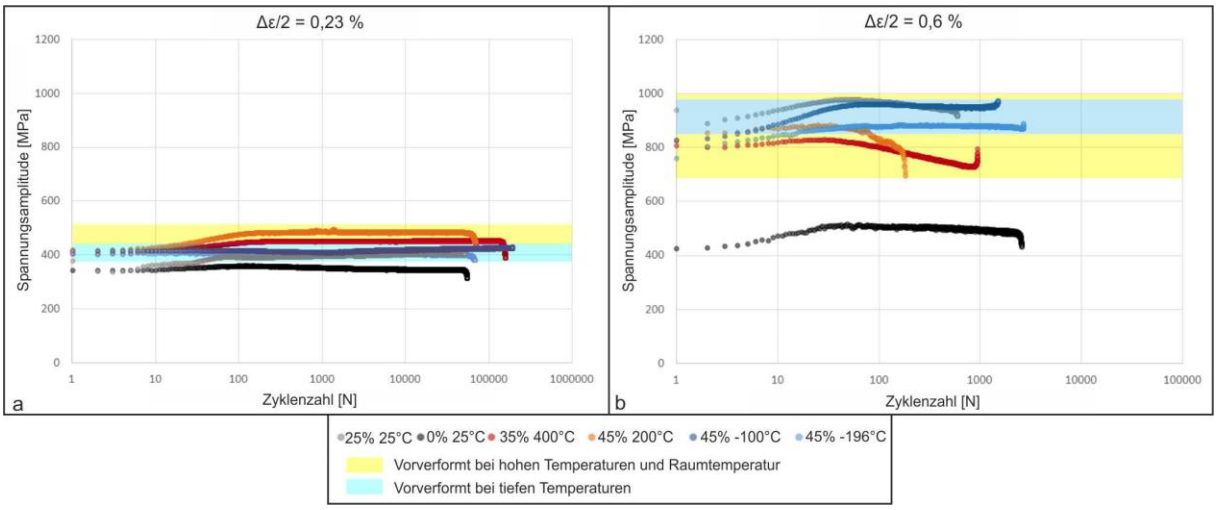


Abbildung 96: Vergleich der Wechselverformungskurven des X40MnCrAl19-2 von Proben, die bei verschiedenen Temperaturen vorbehandelt wurden, a) ermüdet mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % und b) mit einer Dehnungsamplitude von 0,6 %

Im Gegensatz zum X-IP™1000 zeigen sich Unterschiede in den Wechselverformungskurven nach einer Vorverformung des X40MnCrAl19-2 bei verschiedenen Temperaturen. Auch bei diesem TWIP-Stahl wurde eine Einteilung in farbige Bereiche vorgenommen. Somit kann auch

hier eine Zuordnung von Verformungstemperatur und Mikrostruktur vor der Ermüdung und deren Einfluss, ähnlich wie es zuvor bei dem X-IP™1000 durchgeführt wurde, getroffen werden. Deutlich wird in Abbildung 96 a) und b), dass eine Vorverformung der Proben unabhängig von der Vorverformungstemperatur bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer niedrigen oder hohen Dehnungsamplitude im Allgemeinen eine Erhöhung der Spannungsamplitude verursacht. Ähnlich wie die Wechselverformungskurven von dem X-IP™1000 (Abbildung 93), weist der X40MnCrAl19-2 eine geringere Spannungsamplitude bei einer Ermüdung mit einer Dehnungsamplitude von 0,23 % (Abbildung 96 a)) von Proben, die bei tiefen Temperaturen vorbehandelt wurden, im Vergleich zu Proben, die bei hohen bzw. Raumtemperatur vorbehandelt wurden, auf. Jedoch ist der Unterschied nicht so stark ausgeprägt, wie es der X-IP™1000 nach einer Ermüdungsbeanspruchung zeigt. Des Weiteren zeigt sich eine eindeutige Erhöhung der Spannungsamplitude von Proben, die bei tiefen Temperaturen vorbehandelt wurden. Dieses unterschiedliche Wechselverformungsverhalten, von tieftemperatur vorbehandelten Proben des X-IP™1000, der kaum eine Änderung im Vergleich zum Ausgangszustand zeigt (siehe Abbildung 93), und dem X40MnCrAl19-2, lässt sich durch die vor der Ermüdung bzw. während der Ermüdung unterschiedlich vorliegende Mikrostruktur begründen. Eine zusätzlich verfestigende Wirkung im Vergleich zum X-IP™1000 ist im X40MnCrAl19-2 durch α´-Martensit, der sich durch eine Verformung bei tiefen Temperaturen gebildet hat, vorhanden (siehe Abbildung 86). Des Weiteren zeigt sich nach einer Ermüdungsbeanspruchung von Proben, die bei tiefen Temperaturen vorbehandelt wurden, dass vermehrt Mikrozwillinge durch TEM –Analysen detektiert werden konnten, die ebenfalls eine zusätzliche Verfestigung bewirken [11, 12].

Eine Ermüdungsbeanspruchung mit einer höheren Dehnungsamplitude von 0,6 % bewirkt im Vergleich zu dem X-IP™1000 keine eindeutige Abgrenzung der farbig markierten Bereiche, so dass sich diese überlagern (Abbildung 96). Des Weiteren zeigt der X40MnCrAl19-2 im Vergleich zum X-IP™1000 im Allgemeinen eine nicht so deutliche Abgrenzung der Wechselverformungskurven, von Proben, die bei unterschiedlichen Temperaturen vorbehandelt wurden. Anders als es der X-IP™1000 zeigt (Abbildung 93), ist die Entwicklung der Spannungsamplitude über die Zyklenzahl von Proben, die bei tiefen Temperaturen vorverformt wurden, dem Verhalten von Proben, die bei Raumtemperatur vorbehandelt wurden, zuzuordnen. Jedoch zeigen diese eine erheblich längere Lebensdauer sowie ein stabileres Wechselverformungsverhalten. Dieses Verhalten bei einer hohen Dehnungsamplitude lässt sich auf die Interaktionen der vor der Ermüdung, oder in den ersten Zyklen der Ermüdung sich bildenden Mikrostruktur wie Zwillinge (inkl. Mikrozwillinge), Martensit und Versetzungen zurückführen. Vor der Er-

müdung weisen alle Probenzustände bedingt durch eine Verformung eine hohe Versetzungsdichte auf. Interaktionen der übrigen Mikrostruktur verhindern zumeist eine Umorientierung der Versetzungen zu einer energetisch günstigeren Anordnung, wodurch eine zyklische Entfestigung verhindert wird. Ist jedoch eine Umorientierung der Versetzungen zu einer zellartigen Struktur zu erkennen, ist auch mit einer Entfestigung während einer Ermüdungsbeanspruchung zu rechnen [110, 111, 112]. Dieses lässt sich deutlich durch die Korrelation der Mikrostruktur nach der Ermüdung mit dem Wechselverformungsverhalten von Proben, die um 45 % bei den Temperaturen von -100 °C bzw. -196 °C vorverformt wurden, erkennen (Abbildung 96). Die Proben, die bei -100 °C vorverformt wurden, zeigen ein stabiles Wechselverformungsverhalten, wohingegen Proben, die bei einer Temperatur von -196 °C vorbehandelt wurden, eine deutliche zyklische Entfestigung aufzeigen. Im Vergleich zur mikrostrukturellen Entwicklung von Proben, die bei -100 °C vorverformt wurden, lässt sich eine ausgeprägte Zellbildung der Versetzungen erkennen (Abbildung 83 b)).

Des Weiteren wurden die Mittelspannungen für jeden Vorverformungszustand nach einer Ermüdungsbeanspruchung des X40MnCrAl19-2 mit verschiedenen Dehnungsamplituden betrachtet, in dieser Arbeit aber nicht weiter aufgeführt. Im Allgemeinen lässt sich aus der Entwicklung, abhängig von der Vorbehandlung bei verschiedenen Temperaturen, keine eindeutige Tendenz erkennen. Bei allen Zuständen baut sich ähnlich wie nach einer Vorverformung um 45 % bei -100 °C (Abbildung 71), eine Mittelspannungen auf. Diese ist jedoch teils positiv und teils negativ. Bei einer Beanspruchung mit einer positiven Mittelspannung wird eher ein schlechteres Ermüdungsverhalten hinsichtlich der Lebensdauer erwartet. Es wurde jedoch gezeigt, dass sich eine positive Mittelspannung während der Ermüdung eines TWIP-Stahls, auch positiv auf die Ermüdungseigenschaften, durch eine Verfestigung der Mikrostruktur in den ersten Zyklen, auswirken kann [109]. Eine Ursache für die Entwicklung/Änderung der Mittelspannung ist zum Beispiel bedingt durch eine Entstehung/Umorientierung von Eigenspannungen, die durch die jeweiligen Vorbehandlungen eingebracht wurden [89].

Die mikrostrukturelle Entwicklung nach einer Ermüdungsbeanspruchung der zuvor Vorbehandelten Werkstoffe X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2 ist im Detail im Kapitel 4.3.2 erläutert und wird im Folgenden zusammenfassend dargestellt. In Tabelle 5 und Tabelle 6 ist die jeweilige Mikrostruktur, die nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % und 0,6 % von vorbehandelten Proben detektiert werden konnte, zusammenfassend aufgetragen. Die Zusammenfassung wird je nach Verformungstemperatur auf die hohen Vorverformungsgrade beschränkt. Die rot markierte Schrift in den Tabellen kennzeichnet die jeweiligen erkennbaren Änderungen der Mikrostruktur im Vergleich zur Mikrostruktur die nach einer

Vorbehandlung bei verschiedenen Temperaturen detektiert werden konnte. Gekennzeichnet wurde die Änderung auch, wenn die mikrostrukturelle Ausprägung schon vorher vorhanden war, sich aber kenntlich verändert hat.

Bei der Untersuchung konnten im Allgemeinen zumeist hauptsächlich zwei mikrostrukturelle Änderungen durch eine Ermüdungsbeanspruchung auf die Mikrostruktur nachgewiesen werden. Dazu zählt zum einen die Änderung der Versetzungsanordnung zu energetisch günstigeren Versetzungszellwänden, die teilweise groß ausgeprägt sind, teilweise aber auch sehr fein verteilt ist. Diese Umstrukturierung zeigte der X40MnCrAl19-2 fast ausschließlich, wohingegen der X-IP™1000 diese nur bei Proben vorwies, die bei positiven Temperaturen vorbehandelt wurden. Zu beachtet ist bei dieser Betrachtung, dass versetzungsfreie Bereiche schon nach einer Vorverformung in manchen Probenzuständen vorhanden waren, jedoch nach der Ermüdung um ein vielfaches ausgeprägter sind. Bei beiden TWIP-Stählen konnten versetzungsfreie Bereiche hauptsächlich nach einer Vorverformung bei hohen Temperaturen nachgewiesen werden. Dies lässt sich auf die geringer deformierte Mikrostruktur nach einer Vorbehandlung der Proben bei hohen Temperaturen zurückführen. Versetzungsbewegungen haben kaum Hindernisse, womit eine leichtere Umstrukturierung der Versetzungen während einer Ermüdungsbeanspruchung stattfinden kann.

Zum anderen konnte in vielen Proben nach der Ermüdung die Bildung von Mikrozwillingen nachgewiesen werden. Mikrozwillinge konnten vor allem bei dem X-IP™1000 nach einer Ermüdung von Proben, die ebenfalls bei positiven Temperaturen vorbehandelt wurden, detektiert werden. Wohingegen diese bei dem X40MnCrAl19-2 auch nach einer Ermüdung von Proben, die bei tiefen Temperaturen vorbehandelt wurden, nachgewiesen werden konnten. Insgesamt ist deutlich in Abbildung 93 und Abbildung 96 zu erkennen, dass die mikrostrukturelle Änderung durch eine Vorverformung der beiden TWIP-Stähle bei verschiedenen Temperaturen einen deutlichen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften hat. Besonders bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer hohen Dehnungsamplitude kann von einem ausgeprägten vorgeschichtenabhängigem Wechselverformungsverhalten der beiden Werkstoffe gesprochen werden.

Tabelle 5: Zusammenfassung der mikrostrukturellen Entwicklung für den X-IP™1000 nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % und 0,6 % der vorbehandelten Probenzustände, rote Schrift kennzeichnet Änderungen im Vergleich zu vor der Ermüdung

Vorbehandlung	Δε/2	Zwillinge	Versetzungsanzahl/-anordnung	Martensit
35% bei 25°C	0,23%	↑+breite Zw.	↑, → freie Bereiche	-
	0,60%	↑+breite+Mikrozw.	↑, ↗ freie Bereiche	-
45% bei 200°C	0,23%	↑+breite Zw.	↑, ↗ Zellbildung	-
	0,60%	↑	↑, ↑ Zellbildung	-
35% bei 400°C	0,23%	- , → Rekrist. Zwill.	↑, → freie Bereiche	-
	0,60%	↗	↑, ↑ feine Zellen	-
25% -100°C	0,23%	↑	↑, homogen verteilt	↗ ε
	0,60%	↑	↑, homogen verteilt	↗ ε
25% 196°C	0,23%	↑ + Mikrozw.	↑, homogen verteilt	↗ ε
	0,60%	↑	↑, homogen verteilt	↗ ε
↑ hohe Anzahl, ↗ vermehrt, → vereinzelt, - nicht vorhanden				

Tabelle 6: Zusammenfassung der mikrostrukturellen Entwicklung für den X40MnCrAl19-2 nach einer Ermüdungsbeanspruchung mit Dehnungsamplituden von 0,23 % und 0,6 % der vorbehandelten Probenzustände, rote Schrift kennzeichnet Änderungen im Vergleich zu vor der Ermüdung

Vorbehandlung	Δε/2	Zwillinge	Versetzungsanzahl/-anordnung	Martensit
25% bei 25°C	0,23%	↑, → Rekrist. Zwill.	↑, → freie Bereiche	-
	0,60%	↑	↑, ↗ Zellbildung	-
45% bei 200°C	0,23%	↑	↑, ↗ Zellbildung	-
	0,60%	↑	↑, ↑ Zellbildung + feine Zellen	-
35% bei 400°C	0,23%	- , → Rekrist. Zwill. + Mikrozwillinge	↑, ↗ freie Bereiche	-
	0,60%	- , → Rekrist. Zwill. + Mikrozwillinge	↑, ↗ freie Bereiche	-
45% -100°C	0,23%	↗ + Mikrozwillinge	↑, homogen verteilt	↗α´, ↗ ε
	0,60%	↑ + Mikrozwillinge, ↗ breite Zwillinge	↑, homogen verteilt	↗α´, ↗ ε
45% 196°C	0,23%	↑	↑, ↗ Zellbildung	↗α´, ↗ ε
	0,60%	↑	↑, ↑Zellbildung	↗α´, ↗ ε
↑ hohe Anzahl, ↗ vermehrt, → vereinzelt, - nicht vorhanden				

Eine zusammenfassende Darstellung der Ermüdungseigenschaften im LCF-Bereich nach verschiedenen Vorbehandlungen ist für den X-IP™1000 in Abbildung 97 und für den X40MnCrAl19-2 in Abbildung 98 aufgetragen. In a) ist die Entwicklung der Spannungsamplitude bei halber Lebensdauer für eine Dehnungsamplitude von 0,4 % dargestellt, b) zeigt die erreichbaren Lebensdauern bei einer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Dehnungsamplitude von 0,28 %. Durch diese Auftragung ist es möglich, abzuwägen, welche Vorbehandlung der Werkstoffe sinnvoll für Bauteile ist, die anschließend einer Ermüdungsbeanspruchung ausgesetzt sind. Deutlich zu erkennen ist, dass der X-IP™1000 die höchsten Spannungs-

amplituden nach einer Vorbehandlung bei Temperaturen von 25 °C bis 200 °C auf hohe Vorverformungsgrade aufweist. Der X40MnCrAl19-2 hingegen zeigt ein Maximum der Spannungsamplituden nach einer Vorbehandlung in einem Temperaturbereich von 25 °C bis -100 °C auf jeweils hohe Vorverformungsgrade.

Die Lebensdauern der vorbehandelten Proben des X-IP™1000 finden ein Maximum im Bereich von hohen Vorverformungen sowie hohen Vorverformungstemperaturen aber auch ein Maximum nach einer mittleren Vorverformung bei einer Verformungstemperatur von -100 °C. Im Zwischenbereich lässt sich deutlich erkennen, dass sich ein "Tal" ausbildet, welches niedrigere Lebensdauern kennzeichnet. Der X40MnCrAl19-2 weist hohe Lebensdauern bei hohen Verformungsgraden in einem Temperaturbereich von 25 °C bis -100 °C auf. Bei diesem Werkstoff verhält sich die Lebensdauer kongruent zur Ausbildung der Spannungsamplitude nach einer Vorbehandlung der Proben.

Eine Erhöhung der Lebensdauer durch eine Vorverformung von TWIP-Stählen bei Raumtemperatur vor der Ermüdungsbeanspruchung konnte bereits gezeigt werden [11, 12, 13]. Interaktionen zwischen Zwillinge, die sich durch eine Vorverformung gebildet haben, und Versetzungen während der Ermüdungsbeanspruchung sorgen für eine zusätzliche Verfestigung, dieses sorgt für ein zyklisch stabiles Wechselverformungsverhalten und damit längere Lebensdauern [12].

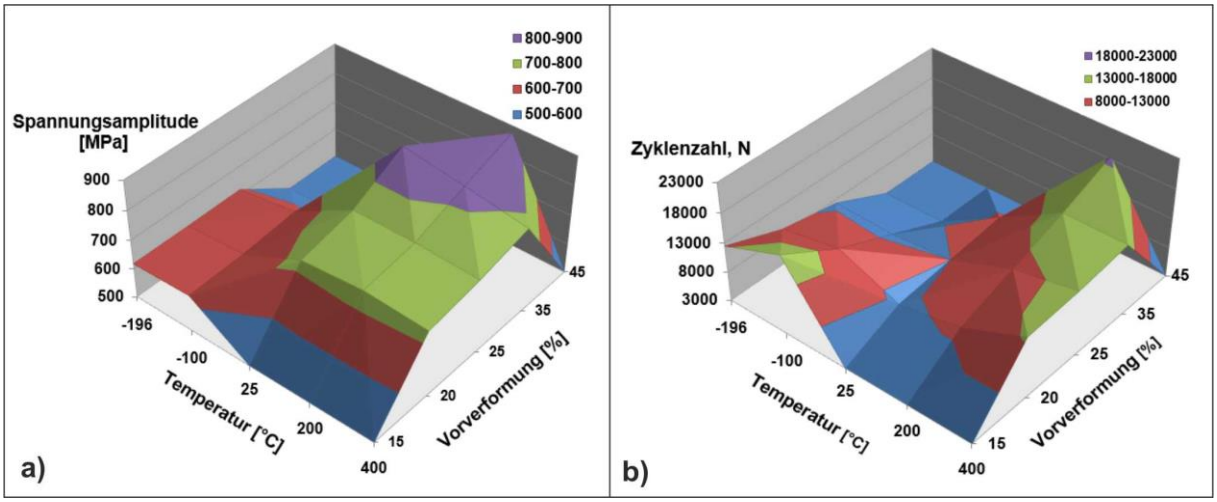


Abbildung 97: Einfluss verschiedener Vorbehandlungen auf die Ermüdungseigenschaften von dem X-IP™1000, a) jeweiligen Spannungsamplituden bei halber Lebensdauer bei einer Dehnungsamplitude von 0,4 %, b) Lebensdauern bei einer Dehnungsamplitude von 0,28 %

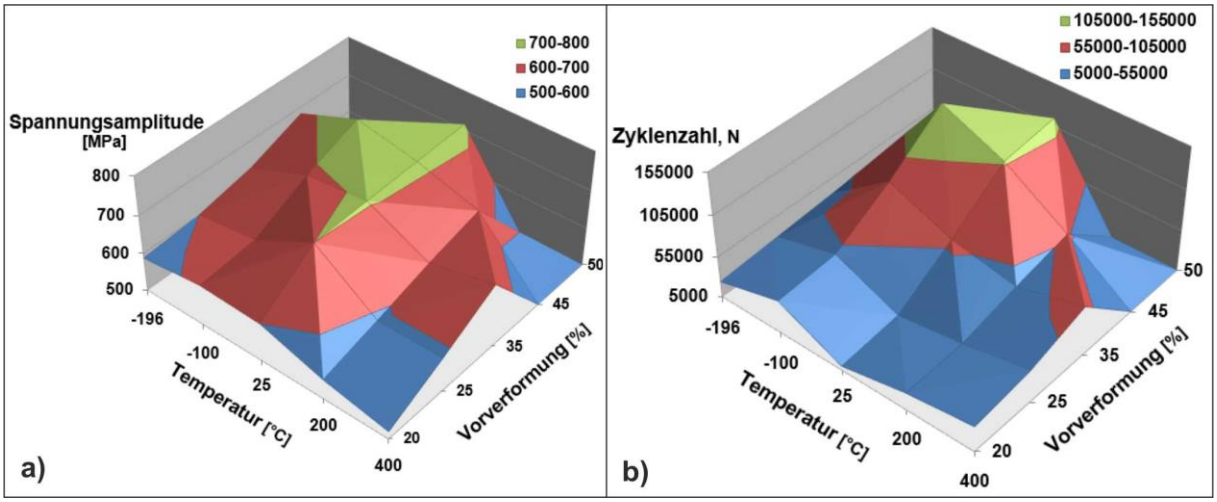


Abbildung 98: Einfluss verschiedener Vorbehandlungen auf die Ermüdungseigenschaften von dem X40MnCrAl19-2, a) jeweiligen Spannungsamplituden bei halber Lebensdauer bei einer Dehnungsamplitude von 0,4 %, b) Lebensdauern bei einer Dehnungsamplitude von 0,28 % nach [97]

6 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Dissertation wurde das Optimierungspotential der mechanischen sowie zyklischen Eigenschaften von zwei verschiedenen TWIP-Stahlgüten (X-IP™1000 und X40MnCrAl19-2) betrachtet. Zu diesem Zweck standen Untersuchungen der mechanischen sowie der zyklischen Eigenschaften und deren mikrostrukturelle Entwicklung nach verschiedenen temperatur- und verformungsabhängigen Vorbehandlungen der Werkstoffe im Vordergrund. Mit der Hilfe von transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahmen konnten die vorbehandlungsabhängigen aktiven mikrostrukturellen Mechanismen aufgedeckt und den resultierenden mechanischen und zyklischen Eigenschaften der Werkstoffe zugeordnet werden.

Die Vorbehandlung der Werkstoffe wurde bei den Temperaturen -196 °C, -100 °C, 25 °C, 200 °C und 400 °C durchgeführt. Somit war es möglich, die von der Verformungstemperatur abhängigen Verformungsmechanismen je Legierung zu bestimmen. Zusätzlich wurden zwei verschieden hohe Verformungsgrade je Verformungstemperatur eingestellt, wodurch der Einfluss des Verformungsgrades auf die darauf folgenden Eigenschaften betrachtet werden konnte. Die mechanischen bzw. zyklischen Eigenschaften nach der Vorbehandlung konnten anschließend durch monotone Zugversuche bzw. zyklische Wechselbeanspruchung im LCF-Bereich ermittelt werden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Eine Vorverformung der beiden TWIP-Stähle bei verschiedenen Verformungstemperaturen bewirkt unterschiedliche mechanische Eigenschaften. Diese Eigenschaftsänderung kann den jeweiligen Verformungsmechanismen wie Zwillingsbildung, Versetzungsgleiten und martensitische Phasenumwandlung, abhängig von der Verformungstemperatur, zugeordnet werden. Eine Verformung bei tiefen Temperaturen bewirkt im Vergleich zu einer Verformung bei Raumtemperatur eine Erhöhung von Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit mit lediglich geringen Einbußen an Bruchdehnung. Hohe Temperaturen während der Verformung weisen sich in niedrigeren Streckgrenzen sowie abhängig von der Höhe der Temperatur in niedrigeren Zugfestigkeiten aus.

- Eine Verfestigung des Werkstoffes findet bei beiden Werkstoffen bei Raumtemperatur bis 200 °C durch Versetzungsgleiten sowie mechanische Zwillingsbildung statt. Bei einer höheren Temperatur von 400 °C ist als Verfestigungsmechanismus nur noch die Verfestigung durch Versetzungsgleiten vorhanden. Nach einer Verformung bei tiefen

Temperaturen ist eine unterschiedliche Entwicklung der Mikrostruktur im Vergleich der beiden TWIP-Stähle zu erkennen. Der X-IP™1000 zeigt mit sinkender Temperatur neben den Verfestigungsmechanismen Zwillingsbildung und Versetzungsgleiten einen steigenden Anteil an verformungsinduziertem hexagonalen ε-Martensit. Wohingegen der X40MnCrAl19-2 neben der gleichen mikrostrukturellen Entwicklung wie es der X-IP™1000 bei tiefen Temperaturen zeigt, zusätzlich mit sinkender Temperatur einen enorm steigenden Anteil an verformungsinduziertem kubisch raumzentrierten α´-Martensit aufweist.

- Der X-IP™1000 sowie der X40MnCrAl19-2 weisen nach einer monotonen Vorverformung bei verschiedenen Temperaturen ein hohes Potential an Restverformung je nach Verformungsgrad auf.

- Beide TWIP-Stähle zeigen nach verschiedenen Vorbehandlungen eine gute Anlassbeständigkeit auch bei längeren Anlassdauern bis zu einer Temperatur von ca. 500 °C, so dass diese einer Oberflächenbehandlung wie einer kathodischen Tauchlackierung unterzogen werden können.

- Durch eine Vorverformung der beiden TWIP-Stähle bei verschiedenen Temperaturen lässt sich eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften im Vergleich zu den Anlieferungszuständen erzielen. Nicht nur das Wechselverformungsverhalten kann abhängig von der Verformungstemperatur sowie dem Grad der Verformung je nach Legierung stabilisiert werden, sondern auch eine Erhöhung der Lebensdauer kann erreicht werden.

- Die Auswertung der Mikrostruktur nach einer Ermüdungsbeanspruchung der beiden TWIP-Stähle zeigt eine Tendenz zur Bildung einer zellartigen Anordnung der Versetzungen, welches sich zumeist in einer zyklischen Entfestigung wiederspiegelt. Des Weiteren können häufig Mikrozwillinge detektiert werden, die eine zusätzliche Verfestigung bewirken und zu einer Stabilisierung des Wechselverformungsverhaltens beitragen.

In der vorliegenden Arbeit wird der grundsätzliche Hintergrund der mechanischen und zyklischen Eigenschaften in Korrelation mit der mikrostrukturellen Entwicklung beschrieben. Es konnte vor allem gezeigt werden, welches Potential TWIP-Stähle in Ihrer Anwendung haben

können. Zudem ließ sich zeigen, dass die beiden TWIP-Stähle je nach Vorbehandlung hinsichtlich ihres Anwendungszweckes in ihren mechanischen bzw. zyklischen Eigenschaften "maßgeschneidert" werden können. Das am häufigsten betrachtete Einsatzgebiet von TWIP-Stählen ist der Automobilbereich. In diesem Bereich ist ein wichtiger Faktor bei der Anwendung von TWIP-Stählen die Streckgrenze. Im Vergleich zu hochfesten Werkstoffen, wie einem pressgehärteten MnB-Stahl, fällt die Höhe der Streckgrenze bei TWIP-Stählen eher gering aus. Aus diesem Grund werden TWIP-Stähle, die bei tiefen Temperaturen geformt werden und damit eine Steigerung der Streckgrenze erfahren, hoch interessant für den Automobilbereich.

Zu diesem Zweck scheint es sinnvoll noch weitere Aspekte bezüglich der Optimierung von TWIP-Stählen auf der Grundlage der Ergebnisse dieser Arbeit zu erarbeiten. Besonders eine Optimierung/Definition einer Prozessführung für die Herstellung von Bauteilen aus TWIP-Stahl je nach Anwendungsfall ist notwendig, um serienreif den TWIP-Stahl einsetzen zu können. Dazu wäre es hilfreich weitere Zwischentemperaturen sowie Verformungsgrade je Legierungszusammensetzung zu betrachten, so dass die bestmöglichsten mechanischen sowie zyklischen Eigenschaften erzielt werden können. Des Weiteren wäre es interessant, den Einfluss einer Druckvorverformung zu untersuchen. Es konnte in der Literatur gezeigt werden, dass ein TWIP-Stahl eine enorme Zug-/Druck Asymmetrie besitzen kann, dieses Verhalten kann einen großen Einfluss auf die Eigenschaften der Werkstoffe haben. Zudem sind der Einfluss einer Texturänderung sowie Eigenspannungen durch eine Vorverformung der Werkstoffe von Interesse, da dieses enorme Konsequenzen für Konstruktionen haben können.

7 Literatur

[1] M. Lesemann, M. Bröckerhoff, P. Urban: Pkw-Vorderwagenstruktur im Multi-Material-Design - Leichtbaukonzepte für die Zukunft, www.lightweight-design.com, 32-36, RWTH Aachen, (2008).

[2] M. Höfermann, W. Flügge, F. Wesling, J. Veit: Untersuchungen zum Verhalten hochfester Stahlwerkstoffe unter dynamischer schlagartiger Last, Nr. 6, 20-23, (2012).

[3] C. T. Broek, H. Singh, M. Hillebrecht: Stahl-Leichtbau für das Future Steel Vehicle, Nr. 5, 371-377, ATZ, (2012).

[4] O. Kwon: Development of high performance high manganese TWIP steels in Posco, Seoul, Korea, HMnS2011, (2011).

[5] E. Billur, J. Dykeman, T. Altan: Three genarations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part 2, January/February, Stamping Journal, (2014).

[6] O. Gräßel, L. Krüger, G. Frommeyer, L. Meyer: High strenght Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development - properties - application., 16, 1391, Int. J. Plasticity, (2000).

[7] http://www.scopus.com. [Zugriff am 04.05.2015].

[8] L. Zhang, X.-h. Liu, K.-y. Shu: Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Fe-Mn-C-Si TWIP Steel, 18 (12), 45-48, 64, Journal of Iron and Steel Research, (2011).

[9] S. Kang, Y.-S. Jung, J.-H. Jun, Y.-K. Lee: Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitaion, microstructure, and mechanical properties in Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel, Materials Science and Engineering A, 527, 745-751, (2010).

[10] T. Niendorf, C. Rüsing, A. Frehn, H. Maier: The deformation behavior of functionally graded TWIP steel under monotonic loading at ambient temperature, Volume 1, Issue 2, 96-101, Materials Research Letters, (2013).

[11] O. Bouaziz, S. Allain, C. Scott, P. Cugy, D. Barbier, High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, 15, 141-168, Curr Opin Solid State Mater Sci, (2011).

[12] T. Niendorf, C. Lotze, D. Canadinc, A. Frehn, H. Maier, The role of monotonic predeformation on the fatigue performance of a high-manganese austenitic TWIP steel, 499, 518-524, Materials Science and Engineering A, (2009).

[13] Y. Kim, G. Kim, S.-G. Hong, C. S. Lee: Energy-based approach to predict the fatigue life behavior of pre-strained Fe-18Mn TWIP steel, Materials Science and Engineering A, 528, 4696-4702, (2011).

[14] O. Gräßel: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si, Dissertation, Clausthal-Zellerfeld, Papierflieger, (2000).

[15] T. Hickel, B. Grabowski, F. Körmann, J. Neugebauer: Advancing density functional theory to finite temperatures methods and applications in steel design, 24, 053202 (17pp), Journal of Physics, Condensed Matter, (2012).

[16] D. Raabe, D. Ponge, O. Dmitrieva, B. Sander: Designing ultrahigh strength steels with good ductility by combining transformation induced plasticity and martensite aging, 11, Nr. 7, 547-555, Advanced Engineering Materials, (2009).

[17] G. Frommeyer, R. Rablbauer: Entwicklung hochfester und supraduktiler Leichtbaustähle für die Verkehrstechnik, 2008, http://www.mpg.de/335116/forschungsSchwerpunkt1 [Zugriff am 17 02 2014].

[18] A. Weiß, M. Neubauer, B. Lorenz, W. Lehnert: Austenitischer TRIP/TWIP-Stahlguss mit extrem hohem Kaltumformvermögen, 2012, http://werkstoffzeitschrift.de/blog-werkstoffe. [Zugriff am 17 02 2014].

[19] C. Beal, X. Kleber, D. Fabregue, M. Bouzekri: Liquid zinc embrittlement of twinning-induced plasticity steel, 66,12,1030-1033, Scripta Materialia, (2012).

[20] G. Gottstein: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 3. Auflage Hrsg. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, (2007).

[21] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton: Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe.Mn-C alloys, 387-389, 158-162: Materials Science and Engineering A, (2004).

[22] A. Saeed-Akbari, J. Imlau, U. Prahl W. Bleck: Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels, 40 A, 3076, Metallurgical and Material Transaction A, (2009).

[23] B. Huang, X. Wang, Y. Rong, L. Wang, L. Jin: Mechanical behavior and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy, 438-440, 306-311, Materials Science and Engineering A, 306-311, (2006).

[24] A. Soulami, K. Choi, Y. Shen, W. Liu, X. Sun, M. Khaleel: On deformation twinning in a 17.5% Mn-TWIP steel: A physically based phenomenological model, 528, 1402-1408, Materials Science and Engineering A, (2011).

[25] A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz: Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel, 483-484, 184-187, Materials Science and Engineering A, 184-187, (2008).

[26] V. Läpple, B. Drube, G. Wittke, C. Kammer: Werkstofftechnik Maschinenbau Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen, Europa-Lehrmittel, 2. Auflage, (2010).

[27] M. Merkel, K.-H. Thomas: Taschenbuch der Werkstoffe (7. Auflage), Carl Hanser, (2007).

[28] G. Frommeyer, U. Brüx, P. Neumann: Supra-ductile and high-strenght manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purpose, 3, 438-446, ISIJ International, (2003).

[29] S. Curtze, V.-T. Kuokkala: Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate, 58, 5129-5141, Acta Materialia, (2010).

[30] J. Li, W. Zheng, Q. Jiang: Stacking fault energy of iron-based shape memory alloys, 38, 275-277, Materials Letters, (1999).

[31] Q. Dai, X. Cheng, Y. Zhao, X. Luo, Z. Yuan: Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels, 52, 349-354, Materials Characterization, (2004).

[32] Y. Petrov: Effect of carbon and nitrogen on the stacking fault energy of high-alloyed iron-based austenite, 94, 1012-1016, Zeitschrift für Metallkunde, (2003).

[33] H. Schumann: Einfluß der Stapelfehlerenergie auf den kristallographischen Umgitterungsmechanismus der γ/α-Umwandlung in hochlegierten Stählen, 9, 10, 1141 - 1152: Kristall und Technik, (1974).

[34] P. Y. Volosevich, V. N. Grindnev, Y. Petrov: Manganese Influence on Stacking-Fault Energy in Iron-Manganese Alloys, 42, 126-130, The Physics of Metal and Metallographics, (1976).

[35] Y. Lee, C. Choi: Driving force for $\gamma \rightarrow \varepsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System, 31, 355-360, Metallurgical and Materials Transactions A, (2000).

[36] A. Hamada: Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels, Dissertation C 281: University of Oulu , (2007).

[37] B. De Cooman, K.-g. Chin, J. Kim: High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, 102-128, New Trends and Developments in Automotive Sytem Engineering, (2011).

[38] H. Pries, M. Zinke: Metallkundlich-technologische Untersuchung zur Schweißeignung neuartiger austenitischer Fe-Mn-Stähle, Technische Universität Braunschweig, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, (2009).

[39] V. Gavriljuk, A. Tyshchenko, O. Razumov, Y. Petrov, B. Shanina, H. Berns: Corrosion-resistant analogue of Hadfield steel, 420, 47-54, Materials Science and Engineering A, (2006).

[40] R. Schramm, R. Reed: Stacking fault energie of seven comercial austenitic stainless steels, 6, 1345-1351, Metallurgical Transactions A, (1975).

[41] F. Fischer, T. Schaden, F. Appel, H. Clemens: Mechanical twins, their development and growth, Vol. 22, 709-726, European Journal of Mechanics A/Solids, (2003).

[42] L. Bracke, K. Verbeken, L. Kestens, J. Penning: Microstructure and texture evolution during cold rolling and annealing of a high Mn TWIP steel, Acta Materialia, 57, 1515-1524, (2009).

[43] S. Allain, J.-P. Chateau, D. Dahmoun O. Bouaziz: Modeling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel, 387-389, 272-276, Materials Science and Engineering A, (2004).

[44] V. Tsakiris, D. Edmonds: Martensite and deformation twinning in austenitic steels, 273-275, 430-436: Materials Science and Engineering A, (1999).

[45] H. Idrissi, K. Renard, D. Schryvers P. Jacques: On the relationship between the twin internal structure and the work-hardening rate of TWIP steels, Vol. 63, 961-964, Scripta Materialia, (2010).

[46] I. Karaman, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov, H. Maier, I. Kireeva: Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals, 44 (2), 337-343, Scripta Materialia, (2001).

[47] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz: A physical model of the twinning-induced plasticity effect in an high manganese austenitic steel, 387-389, 143-147, Materilas Science and Engineering A, (2004).

[48] O. Bouaziz, N. Guelton: Modelling of TWIP effect on work-hardening, 319-321, 246-249: Materials Science and Engineering A, 246-249, (2001).

[49] P. Kusakin, A. Belyakov, C. Haase, R. Kaibyshev, D. M. Molodov: Microstructure evolution and strenthening mechanisms of Fe-23Mn-0.3C-1.5Al TWIP steel during cold rolling, 617, 52-60, Materials Science and Engineering A, (2014).

[50] O. Bouaziz, S. Allain, C. Scott: Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels, 58, 484-487, Scripta Materialia, (2008).

[51] M. Koyama, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki: Quasi-cleavage Fracture along Annealing Tein Boundaries in a Fe-Mn-C Austenitic Steel, 52 (1), 161-163, ISIJ International, (2012).

[52] S. W. Kranz: Mechanisch-technologische Eigenschaften metastabiler austenitischer Edelstähle und deren Beeinflussung durch den TRIP-Effekt, Dissertation, Shaker Verlag, (1999).

[53] I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe: Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging, 59, 6449-6462, Acta Materialia, (2011).

[54] M. Koyama, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki: Effect of deformation temperature on tensile properties in a pre-cooled Fe-Mn-C austenitic steel, 556, 331-336, Materials Science and Engineering A, (2012).

[55] M. Koyama, T. Sawaguchi, T. Lee, C. Soo Lee, K. Tsuzaki: Work hardening associated with -martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe-17-0.6C and Fe-17Mn-0.8C TWIP steels, 528, 7310-7316, Materials Science and Engineering A, (2011).

[56] K. Sipos, L. Remy, A. Pineau: Martensitic Transformation of a High Manganese Steel, 7A, 857-864, Metallurgical Transactions A, (1976).

[57] H. Schumann: Bildung von α-Martensit im Schnittbereich von ε-Martensitplatten, 12, 4, 363-370, Kristall und Technik, (1977).

[58] H.-J. Bargel, G. Schulze: Werkstoffkunde, 11. Auflage, Springer Verlag, (2012).

[59] H.-J. Christ: Ermüdungsverhalten metallsicher Werkstoffe, 2. Auflage, Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA, (2009).

[60] L. Coffin: The Problem of Thermal Stress Fatigue in Austenitic Steels at Elevated Temperatures, ASTM STP 165 31: Proc. Symposium on Effects of Cyclic Heating and Stressing on Metals at Elevated Temperatures, (1954).

[61] S. Manson: Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress, University of Michigan 9, Proc. Heat Transfer Symposium, (1953).

[62] P. Yang, Q. Xie, L. Meng, H. Ding, Z. Tang: Dependence of deformation twinning on grain orientation in a high manganese steel, 55, 629-631, Scripta Materialia, (2006).

[63] S. Dancette, L. Delannay, K. Renard, M. Melchoir, P. Jaques: Crystal plasticity modeling of texture development and hardening in TWIP steels, 60, 2135-2145, Acta Materialia, (2012).

[64] C. Rüsing, T. Niendorf, J. Lackmann, A. Frehn, H. Maier: Microstructure - deformation relationships in fine grained high manganese TWIP steel - the role of local texture, 103 (1), 12-16: International Journal of Materials Research, (2012).

[65] D. Barbier, N. Gey, S. Allain, N. Bozzolo, M. Humbert: Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, 500, 196-206, Materials Science and Engineering A, (2009).

[66] D. Barbier, N. Gey, N. Bozzolo, S. Allain, M. Humbert: EBSD for analysing the twinning microstructure in fine-grained TWIP steels and its influence on work hardening, Vol. 235, Pt 1, 67-78, Journal of Microscopy, (2009).

[67] I. Gutierrez-Urrutia, S. Zaefferer, D. Raabe: The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe-22 wt.%Mn-0.6wt.%C TWIP steel, 527, 3552-3560, Materials Science and Engineering A, (2010).

[68] Hoesch Hohenlimburg GmbH, „Warmgewalztes Mittelband Werkstoffdatenblatt, Hoch-Mangan Stahl,“ http://www.hoesch-hohenlimburg.de, (2013).

[69] K. Renard, S. Ryelandt, P. Jacques: Characterization of the Portevin-Le Chatelier effect affecting an austenitic TWIP steel based on digital image correlation, 527, 2969-2977, Materials Science and Engineering A, (2010).

[70] S. K. Kim, [Interview]. HIMASS Research Project Team, Senior Principal Researcher (09.2014).

[71] Salzgitter Flachstahl GmbH, „HSD-Stahl, Hochinovativer Leichtbau-Werkstoff," www.salzgitter-flachstahl.de. [Zugriff im Mai 2014].

[72] Helmut Fischer GmbH: Bedienungsanleitung Feritscope FMP30, Dokument Nummer 901-097, Version 1.1, 01-2013.

[73] J. Talonen, A. Aspegren, H. Hänninen: Comparison of different methods for measuring strain induced -martensite content in austenitic steels, Vol. 20, 1506, Materials Science and Technology, (2004).

[74] H. K. Flegler: Elektronenmikroskopie, Spektrum, (1995).

[75] H.-J. Hunger: Ausgewählte Untersuchungsverfahren in der Metallkunde, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, (1987).

[76] M. v. Heimendahl: Einführung in die Elektronenmikroskopie, Vieweg, (1970).

[77] T. Niendorf, C. Rüsing, A. Frehn, H. Maier: Functionally graded high manganese TWIP steels obtained by local heat treatment, Lulea, CHS², (2013).

[78] A. Asghari, A. Zarei-Hanzaki, M. Eskandari: Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel, 579, 150-156, Materials Science and Engineering A, (2013).

[79] A. Hamada, L. Karjalainen: Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steels, 528, 1819-1827, Materials Science and Engineering A, (2011).

[80] J.-K. Kim, L. Chen, H.-S. Kim, S.-K. Kim, Y. Estrin, B. De Cooman: On the tensile behavior of high-manganese twinning-induced plasticity steel, 40 (13), 3147-3158, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Metarials Science, (2009).

[81] S. Allain, P. Cugy, C. Scott, J.-P. Chateau, A. Rusinek, A. Deschamps: The influence of plastic instabilities on the mechanical properties of a high-manganese austenitic FeMnC steel, Volume 99, Issue 7, 734-738, International Journal of Materials Research, (2008).

[82] L. Yang, D.-Y. Lin, Y. Pan, I. Chen, S. Yang, Y. Huang: Characterization of the different Portevon-Le Chatelier (PLC) types transition in high manganese steel, HMnS2011, Seoul, Korea, (2011).

[83] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker, Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 4. Auflage, Springer Vieweg, (2012).

[84] B. Zuidema, D. Subramanyam, W. Leslie: The effect of aluminium on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel, Vol. 18A, 1629, Matallurgical Transactions, (1987).

[85] Y. Chumlyakov, I. Kireeva, E. Zakharova, N. Luzginova, H. Sehitoglu, I. Karaman, Strain hardening and fracture of austenitic steel single crystals with high concentration of interstitial atoms, Vol. 45, No. 3, 274-274, Russian Physics Journal, (2002).

[86] T. Shun, C. Wan, J. Byrne: A study of work hardening in austenitic FeMnC and FeMnAlC alloys, Vol. 40, Issue 12, 3407-3412, Acta Metallurgica Et Materialia, (1992).

[87] T. Niendorf, C. Rüsing, A. Frehn, Y. Chumlyakov, H. Maier: Deformation mechanisms in high-manganese steels showing twinning-induced plasticity: Fine-grained material and single crystals at ambient and cryogenic temperatures, 67 875-878, Scripta Materialia, (2012).

[88] C. Rüsing, T. Niendorf, M. Nagel, H.-G. Lambers, J. Lackmann, H. Maier, M. Schaper: Tailoring the mechanical properties of high-manganese TWIP steel by pre-deformation at non-ambient temperature, Status: eingereicht: Steel Research International, (2014).

[89] H.-G. Lambers, C. Rüsing, T. Niendorf, D. Geissler, J. Freudenberger, H. Maier: On the low-cycle fatigue response of pre-strained austenitic Fe61Mn24Ni6.5Cr8.5 alloy showing TWIP effect, 40, 51-60, International Journal of Fatigue, (2012).

[90] D. B. Williams, C. B. Carter: Transmission Electron Microscopy, A Textbook for Materials Science, Second Edition, Hrsg. Springer, (2009).

[91] Y. Shen, Y. Wang, X. Liu, X. Sun, R. Lin Peng, S. Zhang, L. Zuo, P. Liaw: Deformation mechanisms of a 20Mn TWIP steel investigated by in situ neutron diffraction and TEM, 61, 6093-6106, Acta Materialia, (2013).

[92] Y. Lü, B. Hutchinson, D. Molodov, G. Gottstein: Effect of deformation and anealing on the formation and reversion of ε-martensite in an Fe-Mn-C alloy, 58, 3079-3090, Acta Materialia, (2010).

[93] J.-B. Soel, J. Jung, Y. Jang, C. Park: Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/ε-martensite dual-phase Fe-Mn-C steels, 61, 558-578, Acta Materialia, (2013).

[94] O. Bouaziz, S. Allain, Y. Estrin: Effect of pre-strain at elevated temperature on strain hardening of twinning-induced plasticity steels, Scripta Materialia, 62, 712-715, (2010).

[95] E. Hornbogen, B. Skrotzki: Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe, 3. Auflage: Springer Verlag, (2009).

[96] www.feuerverzinken.com, „Arbeitsblatt: A.2 Verfahrensablauf beim Feuerverzinken nach DIN EN ISO 1461," [Zugriff im Juni 2014].

[97] C. Rüsing, H.-G. Lambers, J. Lackmann, A. Frehn, M. Nagel, M. Schaper, H. Maier, T. Niendorf: Property optimization for TWIP steels - Employing pre-deformation at non-ambient temperatures, ICOMAT-2014, Status: angenommen, Materials Today: Proceedings, (2014).

[98] D. Hull, D. Bacon: Introduction to Dislocations, ISBN: 978-0-08-096672-4, 5. Ausgabe: Elsevier, (2011).

[99] X.-h. Fang, P. Yang, L. Fa-yun, L. Meng: Dependence of deformation twinning on grain orientation and texture evolution of high manganese TWIP steels at different deformation temperatures, 18(11), 46-52, Journal of iron and steel research, International, (2011).

[100] L. Bracke, K. Verbeken, L. A. Kestens, Texture generation and implications in TWIP steels, 66, 1007-1011, Scripta Materialia, (2012).

[101] O. Bouaziz, C. Scott, G. Petitgand: Nanostructured steel with high work-hardening by exploitation of the thermal stability of mechanically induced twins, 60, 714-716, Scripta Materialia, (2009).

[102] V. Shterner, I. Timokhina, H. Beladi, P. Hodgson: Effect of temperature on mechanical behaviour of high manganese TWIP steel, Volume 773-774, 257-262, Materials Science Forum, (2014).

[103] G. Dini, A. Najafizadeh, R. Ueji, S. Monir-Vaghefi: Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel, 60 (1), 15-18: Materials Letters, (2010).

[104] J. Liu, X. Liu, W. Liu, Y. Zeng, K. Shu: Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700 °C for Fe-24Mn-0.7Si-1.0Al TWIP steel, 61, 1356-1358, Materials Characterization, (2010).

[105] G. Frommeyer: Die Singularitäten des Eisens bestimmen die universellen Eigenschaften der Stähle - Teil 1, 127, Nr. 10: Stahl und Eisen, (2007).

[106] J. Lackmann, H.-G. Lambers, A. Frehn, T. Niendorf, C. Rüsing: Herstellung hochfester Strukturkomponenten durch Kryoformen hochmanganhaltiger TWIP/TRIP Stähle, Automobiltechnische Zeitschrift, (2014).

[107] J. Lackmann, A. Frehn, H.-G. Lambers, C. Rüsing, T. Niendorf: Cryogenic forming of high manganese steels for high-strength automotive applications, International Conference on Martensitic Transformations 2014, Bilbao, Spain, (2014).

[108] P. Guo, L. Qian, J. Meng, F. Zhang, L. Li: Low-cycle fatigue behavior of a high manganese austenitic twin-induced plasticity steel, 584, 133-142, Materials Science and Engineering A, (2013).

[109] C. Rüsing, T. Niendorf, A. Frehn, H. Maier, Low-cycle fatigue behavior of a TWIP steel: effect of mean stress and microstructure, 333-338 (ISBN 978-3-9814516-2-7): Seventh International Conference on Low Cycle Fatigue (LCF7), Aachen , (2013).

[110] S.-G. Hong, S.-B. Lee, T.-S. Byun: Temperature effect on the low-cycle fatigue behavior of type 316L stainless steel: Cyclic non-stabilization and an invariable fatigue parameter, 457, 139-147: Materials Science and Engineering A, (2007).

[111] M. Pham, C. Solenthaler, K. Janssens, S. Holdsworth: Dislocation structure evolution and its effects on cyclic deformation response of AISI 316L stainless steel, 528 (7-8); 3261-9, Materials Science and Engineering A, (2011).

[112] S. Suresh: Fatigue of Materials, 2nd ed.: Cambridge: Cambridge University, (1998).

Lebenslauf

Geburtsdatum	29.10.1982
Geburtsort	Paderborn
08.1993 bis 06.1999	Friedrich-Wilhelm-Weber-Realschule, Bad Driburg Abschluss: Fachoberschulreife
08.1999 bis 01.2003	Berufsausbildung, Industriemechaniker Fachrichtung Maschinen und Systemtechnik, Hella Leuchten Systeme GmbH, Paderborn
09.2004 bis 07.2005	Richard-von-Weizäcker-Berufskolleg, Paderborn Abschluss: Fachhochschulreife
09.2005 bis 09.2008	Maschinenbaustudium, Hochschule OWL Abschluss: Bachelor of Science
10.2008 bis 04.2011	Maschinenbaustudium, Universität Paderborn Abschluss: Master of Science
05.2011 bis 08.2014	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Universität Paderborn
seit 09.2014	Entwicklungsingenieur in der Forschung & Entwicklung, Benteler Automobiltechnik GmbH