

Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech

CARSTEN MÜLLER-BOLLENHAGEN



CARSTEN MÜLLER-BOLLENHAGEN

Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahlblech

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Siegen, Univ., Diss., 2011

Herausgeber:
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung
Institut für Werkstofftechnik
Paul-Bonatz-Str. 9-11
Universität Siegen
D-57068 Siegen

© Copyright Carsten Müller-Bollenhagen 2011
© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2011
Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

URN:nbn:de:hbz:467-5818
ISSN 2193-5114

**Verformungsinduzierte Martensitbildung bei mehrstufiger
Umformung und deren Nutzung zur Optimierung der
HCF- und VHCF-Eigenschaften von austenitischem
Edelstahlblech**

**Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades
DOKTOR-INGENIEUR**

**vorgelegt von
Dipl.-Wirt.-Ing. Carsten Müller-Bollenhagen
aus Gummersbach**

**eingereicht dem
Department Maschinenbau
an der Fakultät IV
der Universität Siegen**

**Referent: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ
Korreferent: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hans-Jürgen Maier**

April 2011

Danksagung

Die vorliegende Dissertation ist ein Resultat meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen, an dem ich dank einer vorbildlichen Betreuung von Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ und von Frau Dr.-Ing. Martina Zimmermann sehr gerne gearbeitet habe. Die praktischen und fachlichen Rahmenbedingungen, unter denen diese Dissertation entstanden ist, waren erstklassig. Dafür möchte ich mich an dieser Stelle ausdrücklich bedanken.

Ohne die Zusammenarbeit, gegenseitige Hilfe und fachlichen Diskussionen innerhalb der Arbeitsgruppe Materialermüdung am Lehrstuhl wäre diese Arbeit kaum möglich gewesen. Besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Christian Stöcker für die Ermöglichung der TEM-Untersuchungen. Ähnlich wichtig wie der fachliche Austausch war das gemeinsame Kaffeetrinken im Kollegenkreis, gerade während der Phase des Schreibens der Dissertation. Hier danke ich vor allem Dipl.-Wirt.-Ing. Steffen Burk für die Freundschaft und Auferbauung in Frustrationsphasen.

Ein besonderer Dank geht an Dipl.-Ing. Wolfgang Kramer, der als Betreuer technischer Anlagen bei vielen praktischen Problemen unbezahlbar war. Auch den anderen technischen Mitarbeitern am Institut möchte ich für ihre Unterstützung danken, insbesondere Frau Lisa Häbel.

Herzlich bedanken möchte ich mich auch bei Michael Schaumann, Nesrin Mutlu, Stefan Hopfenziz, Serafin Lopez Pineda und Matthias Scharf, deren Studien- oder Diplomarbeiten in diese Arbeit eingeflossen sind.

Die Zusammenarbeit mit den Kollegen aus dem DFG Schwerpunktprogramm 1204 war fachlich und menschlich bereichernd. Hier sei Herrn Dr. Daniel Simek und Herrn Prof. David Rafaja aus Freiberg für die Bestimmung der Versetzungsdichte gedankt. Den Herren Professoren Bernd Engel und Franz-Theo Suttmeier danke ich genauso wie Frau Professorin Kerstin Weinberg und Herrn Dr.-Ing. Rainer Steinheimer für die wertvolle Zusammenarbeit in der Projektgruppe der Universität Siegen. Anhand meines derzeitigen Wohnsitzes Nepal sehe ich, dass ein funktionierendes System der stattlichen und industriellen Forschung keine Selbstverständlichkeit ist. Daher bin ich der DFG nun umso dankbarer, dass sie die Entstehung dieser Arbeit durch ihre finanzielle Unterstützung ermöglicht hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Hans-Jürgen Maier danke ich für die Bereitschaft, diese Arbeit zu begutachten.

Meine großartige Frau Deborah hat mich sehr unterstützt und immer wieder ermutigt. Auch danke ich meinen Eltern für ihre Unterstützung in vielerlei Hinsicht. Schließlich danke ich meinem Gott dafür, dass er mir nicht nur einen Lebenssinn, sondern auch das Vorrecht einer

guten Ausbildung geschenkt hat. Gleichzeitig aber hat er mir auch immer wieder die Grenzen menschlichen Wissens aufgezeigt:

„[...] wenn mir alle Geheimnisse enthüllt sind und ich alle Erkenntnis besitze [...] aber keine Liebe habe, bin ich nichts.“ 1. Korinther 13,2

Pokhara, April 2011

Carsten Müller-Bollenhagen

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Grundlagen und Stand der Forschung	5
2.1 Austenitische Edelstähle in der Blechumformung	5
2.2 Martensitische Umwandlung in CrNi-Stählen	6
2.2.1 Thermodynamik der Martensitbildung.....	8
2.2.2 Kristallographische Betrachtung	8
2.2.3 Bildung von Martensitnukleationsstellen.....	11
2.2.4 Einflussfaktoren auf die Martensitbildung.....	13
2.2.4.1 Chemische Zusammensetzung.....	14
2.2.4.2 Temperatur	14
2.2.4.3 Dehnung und Dehnungszustand.....	14
2.2.4.4 Dehnrate	15
2.2.5 Modellierung der Martensitbildung	16
2.3 Verformungsverhalten austenitischer Edelstähle	21
2.3.1 Mechanismen der plastischen Verformung in austenitischem Edelstahl	21
2.3.2 Einfluss der Martensitbildung auf die mechanischen Eigenschaften von austenitischem Edelstahl.....	23
2.3.3 Modellierung des Verformungsverhaltens metastabiler austenitischer Stähle	25
2.4 Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe	28
2.4.1 Grundlagen der Materialermüdung	28
2.4.1.1 Zyklisches Verformungsverhalten	28
2.4.1.2 Schädigungsentwicklung	30
2.4.2 Ermüdungsverhalten im Übergang von hohen zu sehr hohen Lastspielzahlen.....	34
2.4.2.1 VHCF-Verhalten metallischer Werkstoffe	35
2.4.2.2 HCF-Verhalten metastabiler austenitischer Edelstähle.....	41
2.4.2.3 VHCF-Verhalten austenitischer Edelstähle	43
2.4.3 Einfluss der Martensitbildung auf das Ermüdungsverhalten von austenitischem Edelstahl.....	44
2.4.4 Lebensdauervorhersage defektbehafteter Proben	47
2.4.5 Frequenzeinfluss	49
2.4.6 Thermometrische Charakterisierung des Verformungsverhaltens und der HCF- Ermüdungsfestigkeit	51
3. Experimentelle Methoden	57
3.1 Werkstoff	57
3.2 Ermüdungs- und Zugversuche	59
3.2.1 Materialprüfsysteme.....	59
3.2.1.1 Resonanzpulsationsprüfstand.....	59
3.2.1.2 Ultraschallermüdungsprüfstand	60
3.2.1.3 Servohydraulisches Prüfsystem	63
3.2.1.4 Elektromechanische Prüfsysteme	64

3.2.2 Probenherstellung und Probenbearbeitung.....	65
3.2.3 Messverfahren	68
3.3 Verfahren zur Analyse der Werkstoffmikrostruktur	70
3.3.1 Licht- und Elektronenmikroskopie.....	70
3.3.2 Röntgenographische Bestimmung der Versetzungsdichte	71
3.3.3 Verfahren zur Untersuchung der martensitischen Phase.....	72
4. Ergebnisse & Diskussion	79
4.1 Werkstoffverhalten unter monotoner Last	79
4.1.1 Mechanisches Verhalten und Martensitbildung bei einachsiger Verformung	80
4.1.2 Mechanisches Verhalten und Martensitbildung bei zweistufiger Verformung	88
4.2 Modellierung der Martensitbildung und der mechanischen Eigenschaften in der Blechumformung	92
4.2.1 Martensitbildung bei einachsiger Verformung	92
4.2.2 Einfluss der Martensitbildung auf einachsiges Verformungsverhalten	94
4.2.3 Martensitbildung und Verformungsverhalten bei zweistufiger Verformung.....	99
4.3 Einfluss der Martensitbildung auf das HCF- und VHCF-Verhalten	103
4.3.1 Ermüdungsverhalten im unverformten Zustand.....	103
4.3.2 Frequenzabhängigkeit des Ermüdungsverhaltens	113
4.3.3 Resonanzfrequenzanalyse	116
4.3.4 Verfahren zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit im Laststeigerungsversuch	122
4.3.5 Ermüdungsverhalten im einachsig vorverformten Zustand	125
4.3.5.1 Abhängigkeit der HCF-Ermüdungsfestigkeit vom Martensitgehalt	125
4.3.5.2 Abhängigkeit des VHCF-Verhaltens vom Martensitgehalt.....	134
4.3.6 Ermüdungsverhalten im zweistufig vorverformten Zustand.....	149
4.4 Bewertung von Verfahren zur Martensitdetektion	153
5. Zusammenfassende Diskussion	157
5.1 Martensitbildung in der Blechumformung	157
5.2 Verformungsverhalten in der Blechumformung	158
5.3 Einfluss der Martensitbildung auf das HCF- und VHCF-Ermüdungsverhalten. 161	
5.3.1 Unverformter Zustand	162
5.3.2 Vorverformter Zustand.....	164
5.4 Verfahren zur Martensitdetektion	172
6. Zusammenfassung und Ausblick.....	173
7. Anhang	177
8. Literatur.....	179

Symbol -und Abkürzungsverzeichnis

Lateinische Symbole

A	Materialkonstante in den Modellen nach Tsuta, Hänsel und Springhub
A_F	Probenquerschnittsfläche
A_{HS}	Materialkonstante im Hockett-Sherby Verfestigungsmodell
\sqrt{area}	Wurzel aus der projizierten Einschluss- oder FGA-Fläche
B	Materialkonstante in den Modellen nach Tsuta und Hänsel
B_{HS}	Materialkonstante im Hockett-Sherby Verfestigungsmodell
B_M	magnetische Induktion
b	Betrag des Burgersvektors
C	Materialkonstante in den Modellen nach Hänsel und Springhub
$C_{i=1...5}^{\gamma,\alpha}$	Materialkonstanten im Verfestigungsgesetz nach Tomita/Iwamoto
C_M	Duktilitätsexponent im Manson-Coffin-Gesetz
C_P	Konstante im Paris-Gesetz
c	mittlere Martensitplattenbreite
c_Q	spezifische Wärmekapazität
D	Materialkonstante in den Modellen nach Hänsel und Springhub
D_f	Dämpfungsgrad
$\langle D \rangle$	mittlere Kristallitgröße
d_A	Aufspaltungswerte der Partialversetzungen
d_γ	Austenitkorngröße
E	E-Modul
e	Emissionsgrad der Probenoberfläche
f	Konstante in den Modellen nach Mecking-Kocks
f_0	ungedämpfte Prüffrequenz (Eigenfrequenz)
f_α	Materialkonstante im Modell nach Bouquerel et al.
f_D	gedämpfte Prüffrequenz (Resonanzfrequenz)

f_K	Korrekturfaktor zur Beschreibung der Abweichung von der adiabatischen Versuchsführung im Zusammenhang zwischen Wärmeenergie und ΔT
G	Schubmodul
ΔG	Gibbsche freie Enthalpie
H	magnetische Feldstärke
I	Flächenintensitäten im Diffraktogramm
K_O	Konstante
K_t	Kerbfaktor
k	Konstante zur Beschreibung der gegenseitigen Hinderniswirkung (Immobilisierung) von Versetzungen im Estrin-Mecking-Modell
$k_{\text{Geometrie}}$	Korrekturfaktor für die Probenbreite ($\sim 3,7$ mm) der Ermüdungsproben
$k_{\text{Martensit}}$	Korrekturfaktor zur Umrechnung des Ferritanteils V_F [Fe-%] in V_M
k_{Villari}	Korrekturfaktor für den Villari-Effekt
L_M	Martensitplattenbreite
L	Stablänge
l	Risslänge
l_c	kritische Risslänge
m	Dehnratensensitivitätsexponent
m_P	werkstoffabhängiger Exponent im Paris-Gesetz
M	Taylorfaktor
M_d	Temperatur, unterhalb der es zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit kommt.
M_S	Martensitstarttemperatur
$M_{S,\sigma}$	Temperatur, unterhalb der es zur Bildung von spannungsinduziertem Martensit kommt.
N	Zyklenzahl
n	Materialkonstante im Olson/Cohen-Modell (4,5 für austenitische Edelstähle)
n'	Exponent zur Beschreibung der Abhängigkeit der Form Hystereseurve von der Spannungsamplitude in Gl. 2.46
n_B	Materialkonstante im Modell nach Bouquerel et al.

n_F	Materialkonstante im Lebendauervorhersage-Modell nach Murakami
n_{HS}	Materialkonstante im Hockett-Sherby Verfestigungsmodell
N_B	Bruchlastspielzahl
dN_V^M	inkrementeller Anstieg der Martensitembryoanzahl
N_V^{SB}	Anzahl der Scherbänder pro Austenitvolumeneinheit
N_V^X	Scherbandkreuzungen pro Volumeneinheit
p	Wahrscheinlichkeit, dass aus einer Scherbandkreuzung ein Martensitembryo gebildet wird
p_H	Materialkonstante im Modelle nach Hänsel
Q	Wärmeenergie
Q_T	Materialkonstante in den Modellen nach Tsuta, Hänsel und Springhub
q_{HS}	Materialkonstante im Hockett-Sherby Verfestigungsmodell
R	Spannungsverhältnis
R_i^j	Reflektionsfaktor für die Phase i und die Netzebene j
$R_{p0.2}$	0,2%-Streckgrenze
T	Temperatur
ΔT	Probentemperaturänderung
U	innere Energie der Probe
V_γ	Volumenanteil der γ -Phase
V_F	Ferritvolumenanteil (Feritscopemesswert)
$V_{M,y,eff}$	effektiver Martensitvolumenanteil (bei Verformung in y -Richtung)
V_M	Volumenanteil der α' -Martensitphase
V_{SB}	Scherbandvolumenanteil
$V_{SB,y,eff}$	effektiver Scherbandvolumenanteil (bei Verformung in y -Richtung)
W	Verformungsenergie
x	Einschlussbreite
Y	Geometriekonstante zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors

Griechische Symbole

α	Scherbandbildungsrate (OC-Modell)
$\alpha_{i=1...3}$	Materialkonstanten im TI-Modell
α_M	Materialkonstante im Lebendauervorhersage-Modell nach Murakami
α_{MK}	Fließgesetzkonstante im Mecking-Kocks-Modell
α'	α' -Martensitphase
α_L	linearer Längenausdehnungskoeffizient
β	Zur Martensitbildungswahrscheinlichkeit proportionaler Parameter nach Olson/Cohen
$\beta_{i=1,2}$	notwendige Materialkonstanten zur Berechnung von β
β_{hkl}	physikalische Linienverbreiterung
γ	Austenitphase
γ_0	Scherung
γ_{SF}	Stapelfehlenergie
δ	δ -Ferritphase
ε	Dehnung
ε_w	wahre Dehnung, Umformgrad
$\varepsilon_{w,x}$	wahre monotone Dehnung in x-Richtung
$\varepsilon_{w,y}$	wahre monotone Dehnung in y-Richtung
ε_c	charakteristische Dehnung im Tsuta-Modell
$\dot{\varepsilon}_r$	Referenzdehnrate
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrate
$\dot{\varepsilon}_a$	Dehnrate im Austenit
$\varepsilon_{a,pl}$	plastische Dehnungsamplitude
$\Delta\varepsilon_{pl}/2$	plastische Dehnungsamplitude
$\sqrt{\varepsilon_{hkl}^2}$	mittlere Mikrodehnung in hkl-Richtung
η	Geometriekonstante im OC-Modell
θ	Hälfte des Beugungswinkels
Λ	mittlere freie Versetzungsweite
λ	Wellenlänge der verwendeten Strahlung

λ_s	Wellenlänge der Röntgenstrahlung
$\bar{\lambda}$	mittlerer Martensitplattenabstand
\bar{v}_M	durchschnittliches Volumen der Martensitembryos
\bar{v}_{SB}	durchschnittliches Volumen der Scherbänder
ρ	Versetzungsdichte
ρ_D	Dichte
ρ_K	Kerbgrundradius
σ	Spannung
σ_α	Fließspannung der α' -Phase
σ_w	wahre Spannung
σ_0	Fließspannung bei $\dot{\epsilon}_0$
σ_D	Dauerfestigkeit
$\sigma_{D,HCF}$	HCF-Ermüdungsfestigkeit
$\sigma_{D,HCF}^{p=50\%}$	Amplitude aus Treppenstufenverfahren mit 50 %-Bruchwahrscheinlichkeit
$\sigma_{D,k}$	gekerbte HCF-Ermüdungsfestigkeit
$\sigma_{D,VHCF}$	VHCF-Ermüdungsfestigkeit
σ_g	Standardabweichung einer Wahrscheinlichkeitsverteilung
σ_{ges}	Fließspannung des Phasengemisches ($\alpha'+\gamma$)
σ_{GS}	Spannungsamplitude bei der Gleitspurbildung beginnt
$\sigma_{\gamma 0}$	Reibspannung im Austenit
σ_γ	Fließspannung der γ -Phase
$\Delta\sigma_{\gamma \rightarrow \alpha'}$	Festigkeitsunterschied zwischen α' - und γ -Phase
τ	Scherspannung
Φ	magnetischer Fluss
φ	Umformgrad
χ_{hkl}	Kontrastfaktor der Versetzungen
Ψ	Gewichtungsfaktor für die in y -Richtung effektive Martensit- und Scherbandbildung

Abkürzungen

AFM	Atomic Force Microscopy
BSE-Kontrast	Backscatter-Electron-Kontrast
CT-Probe	Compact-Tension-Probe
DMS	Dehnungsmessstreifen
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
FGA	Fine Granular Area
FIB	Focused Ion Beam Mikroskop
GBF	Granular Bright Facet
GMR	Giant-Magneto-Resistance-Sensoren
GS	ASTM Korngrößennummer
HCF	High Cycle Fatigue
hdp	hexagonal dichteste Packung
HV	Härte nach Vickers
kfz	kubisch flächenzentriertes Kristallgitter
krz	kubisch raumzentriertes Gitter
LCF	Low Cycle Fatigue
LSV	Laststeigerungsversuch
MEMS	Microelectromechanical systems
OC-Modell	Olson/Cohen Modell
ODA	Optically Dark Area
OIM	Orientation Imaging Microscopy
PGB	Persistentes Gleitband (engl.: persistent slipband, PSB)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SE-Kontrast	Sekundärelektronen-Kontrast
SIMS	Sekundärionen-Massenspektrometrie
SFE	Stapelfehlerenergie
SQUID	Supraleitende Quanten-Interferenz-Detektoren

TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TI-Modell	Tomita/Iwamoto-Modell
TRIP	Transformation Induced Plasticity
VHCF	Very High Cycle Fatigue

1. Einleitung

Insbesondere die Automobilindustrie stellt die Blechumformung vor neue Herausforderungen. Die ökologische Zukunft der Schöpfung, genauso wie ökonomische Gründe, verlangen leichtere Fahrzeuge und somit eine immer effizientere Werkstoffausnutzung. Voraussetzung dafür sind meist hohe zyklische und statische Festigkeiten.

Diese Arbeit möchte Möglichkeiten aufzeigen, Blechformteile aus austenitischem Edelstahl durch Ausnutzung der verformungsinduzierten Martensitbildung bezüglich ihrer zyklischen und statischen Festigkeiten zu optimieren. Austenitische Edelstähle sind aufgrund der guten Umformbarkeit der meist verwendete Werkstofftyp unter den nichtrostenden Stählen und weisen unter bestimmten Bedingungen eine verformungsinduzierte Umwandlung von Austenit in den festeren α' -Martensit auf. Die Phasenumwandlung tritt während der Umformung auf und kann genutzt werden, um statische und zyklische Festigkeitseigenschaften eines Blechformteils im Produktionsprozess zu optimieren. Eine Ausnutzung der Martensitumwandlung verspricht hohe Festigkeiten und die Möglichkeit, an einem Bauteil lokal unterschiedliche Festigkeiten einzustellen. Im Vergleich zu TRIP- oder TWIP-Stählen ist die sehr gute Korrosionsbeständigkeit hervorzuheben.

Die Entwicklung eines Prozesses, der eine gezielte Nutzung der Martensitbildung ermöglicht, verlangt die Beherrschung und Berücksichtigung der Phasenumwandlung in Fragestellungen der Simulation, Werkstofftechnik und Fertigungstechnik. Im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms 1204 (Titel: *Algorithmen zur schnellen, werkstoffgerechten Prozesskettengestaltung und -analyse in der Umformtechnik*) ist daher in Zusammenarbeit verschiedener Institute der Universität Siegen (Mathematik, Mechanik, Fertigungstechnik und Werkstofftechnik) ein zweistufiger Umformprozess entwickelt worden, der eine online-Regelung der Martensitumwandlung während der Umformung ermöglicht.

Dieser Prozess ist in Abb. 1.1 illustriert und besteht aus der Herstellung eines Rohrs durch U-O-Umformung im ersten Schritt und einem anschließenden Rotationszugbiegen des Rohrs. Als Demonstratorbauteil wird das Querrohr einer Anhängerkupplung betrachtet. Die gezielte Einstellung von verformungsinduziertem Martensit ist vor allem während der U-Einformung durch niederhalterkraftabhängige Zugspannungen im Schenkelbereich des U möglich (vgl. Abb. 1.1). Dagegen ist die Martensitbildung während des Rotationszugbiegens weitgehend geometrisch festgelegt. Eine starke Abhängigkeit der Martensitbildung von der Umformtemperatur und von der chemischen Zusammensetzung der Charge macht eine online-Regelung der Prozessparameter während der U-Einformung notwendig. Nur so kann ein erforderlicher Martensitgehalt chargenunabhängig eingestellt werden. Weitere Informationen zum Umformprozess können Müller-Bollenhagen et al. (2008) und Steinheimer et al. (2010) entnommen werden.

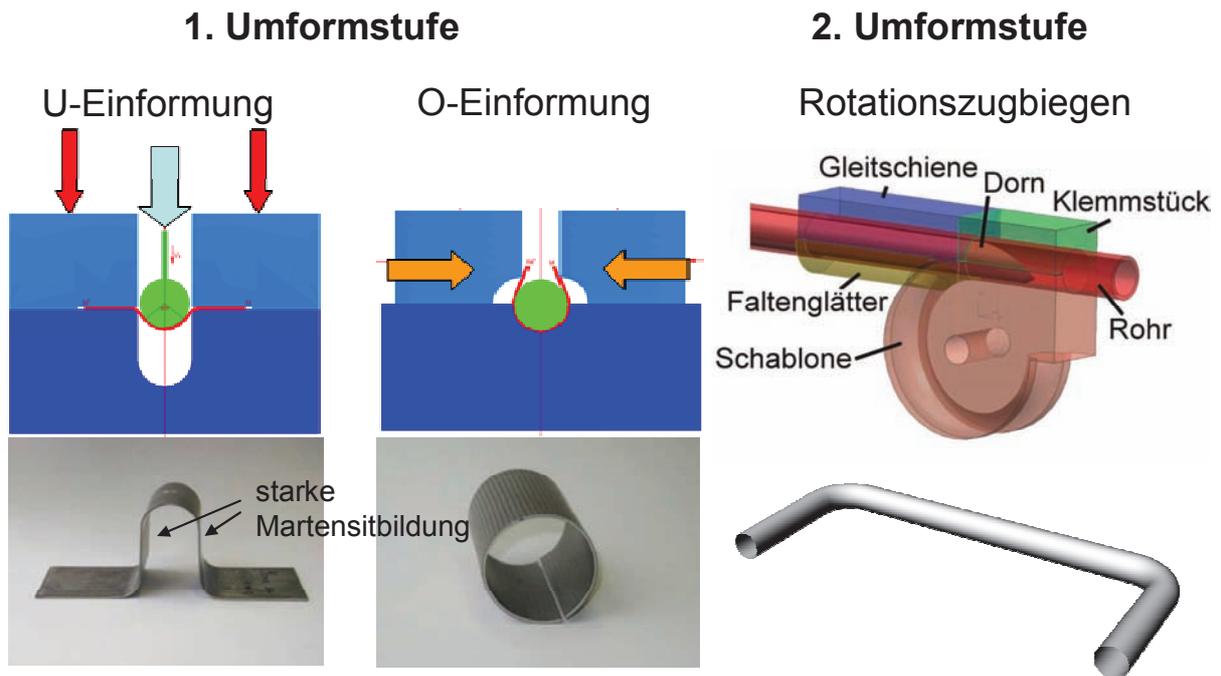


Abb. 1.1: Illustration des dieser Arbeit zugrundeliegenden zweistufigen Umformprozesses

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Ergebnisse des werkstofftechnischen Teilprojektes. Sie möchte Zusammenhänge zwischen Verformungsverhalten und Martensitbildung sowohl quantitativ beschreiben, wie auch mikrostrukturelle Abläufe und Schädigungsmechanismen aufzeigen, die zu bestimmten Festigkeiten oder auch Bauteilversagen führen können. Ziel ist immer eine Verwendbarkeit der Erkenntnisse für die schnelle Simulation und online-Regelung des Umformprozesses und damit letztendlich die Bauteiloptimierung. Die gewonnenen Erkenntnisse sind zudem auf andere Blechumformprozesse von austenitischem Edelstahl übertragbar.

Im zweiten Kapitel dieser Arbeit werden Grundlagen und Stand der Forschung zur Martensitbildung und deren Einfluss auf das monotone und zyklische Verformungsverhalten von austenitischem Edelstahl geschildert, woraufhin anschließend in Kapitel 3 die angewendeten experimentellen Methoden zur Materialprüfung und -analyse erläutert werden.

Der Ergebnisteil schildert im ersten Schritt (Kapitel 4.1) die notwendigen Verformungsversuche, mikrostrukturellen Untersuchungen und analytischen Ansätze, um metallphysikalische Zusammenhänge und Abläufe in realen Umformprozessen für eine Optimierung der Bauteileigenschaften nutzbar zu machen. Es werden weiterhin Materialmodelle vorgestellt und weiterentwickelt, die mikrostrukturell basiert sind und eine gezielte Berechnung und Einstellung von Martensitgehalten und den daraus resultierenden statischen Bauteileigenschaften in der Simulation und der Blechumformung ermöglichen.

In Kapitel 4.2 folgt eine Schilderung und Diskussion experimenteller Ergebnisse zum Einfluss der Martensitbildung auf die Ermüdungseigenschaften bei hohen (HCF – High Cycle Fatigue) und sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF – Very High Cycle Fatigue). Von besonderem Interesse wird hierbei das Verhalten von Edelstahlblech im VHCF-Bereich (Lastspiel-

zahlen größer $2 \cdot 10^6$) bei verschiedenen Martensitgehalten und Vorverformungszuständen sein. Forschungsergebnisse der letzten Jahre auf dem Gebiet der Materialermüdung bei sehr hohen Lastspielzahlen zeigen hier eine dringende Notwendigkeit auf, klassische Konstruktionswerkstoffe im Hinblick auf ihre VHCF-Eigenschaften zu analysieren und zu optimieren (Berger et al. 2008, Mughrabi 2010). Es wurde für viele Werkstoffe gezeigt, dass ein Bauteilversagen auch dort auftreten kann, wo ein Bauteil nach klassischen Modellen der Lebensdauer vorhersage ‚dauerfest‘ sein müsste. Spezielle Schädigungsmechanismen führen dann zum Bauteilversagen bei sehr kleinen Lasten. Über das VHCF-Verhalten austenitischer Edelstähle, hierfür relevante Schädigungsmechanismen und die Rolle der Martensitbildung ist bisher wenig bekannt. Deshalb analysiert und diskutiert Abschnitt 4.2 diese Zusammenhänge. Metastabiler austenitischer Edelstahl eignet sich dabei besonders für die Analyse verschiedener Einflüsse und Schädigungsmechanismen bei zweiphasigen Werkstoffen im VHCF-Bereich, da er bei gleicher Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlung die Möglichkeit bietet, Effekte verschiedener Gefügestände auf das VHCF-Verhalten gezielt zu betrachten. Phasenanteile, Phasenumwandlungsort, Versetzungsdichte und Festigkeit können durch Umformung variiert werden und führen zu sehr unterschiedlichen Schädigungsmechanismen.

Die Nutzung der Martensitbildung zur Bauteiloptimierung ist nur möglich, wenn Verfahren zur genauen, reproduzierbaren und schnellen Messung des Martensitgehaltes zur Verfügung stehen. Deshalb bewertet Kapitel 4.3 die im Rahmen dieser Arbeit angewendeten Verfahren bezüglich ihrer Eignung für verschiedene Einsatzzwecke.

Die zusammenfassende Diskussion in Kapitel 5 diskutiert und verknüpft die Ergebnisse auch im Hinblick auf den Stand der Forschung, schlägt übergeordnete Mechanismen für das beobachtete Materialverhalten vor und zeigt sinnvolle Konsequenzen für die Bauteiloptimierung und Prozesssteuerung auf.

2. Grundlagen und Stand der Forschung

2.1 Austenitische Edelstähle in der Blechumformung

Austenitische CrNi-Stähle machen rund drei Viertel der weltweiten Produktion nichtrostender Stähle aus und sind in der Blechumformung die meist verwendeten Edelstähle (Van Hecke 2008). Sie zeichnen sich durch eine niedrige Streckgrenze, hohe Duktilität, starke Kaltverfestigung und sehr gute Korrosionsbeständigkeit aus. Für gute Korrosionseigenschaften werden hohe Cr-Gehalte zulegiert. Da Cr die Ferritbildung begünstigt, für die mechanischen Eigenschaften aber der austenitische Zustand vorteilhaft ist, müssen andere Elemente zulegiert werden, die die Austenitbildung unterstützen. Als Austenitbildner dient vor allem Ni. In Abb. 2.1 ist erkennbar, dass bei einem Cr-Gehalt von ca. 18 % ein Minimum an Ni für die Einstellung des austenitischen Zustands bei Raumtemperatur notwendig ist. Höhere Cr-Gehalte verhindern zwar die Bildung von Martensit, begünstigen aber die Bildung von δ -Ferrit, die dann durch einen höheren Gehalt an Nickel (oder anderen Austenitbildnern) unterbunden werden müsste. Da hohe Nickelgehalte mit hohen Kosten verbunden sind, weisen die verbreiteten CrNi-Stähle oft Cr-Gehalte im Bereich von 18 % und Ni-Gehalte im Bereich von 8 % auf.

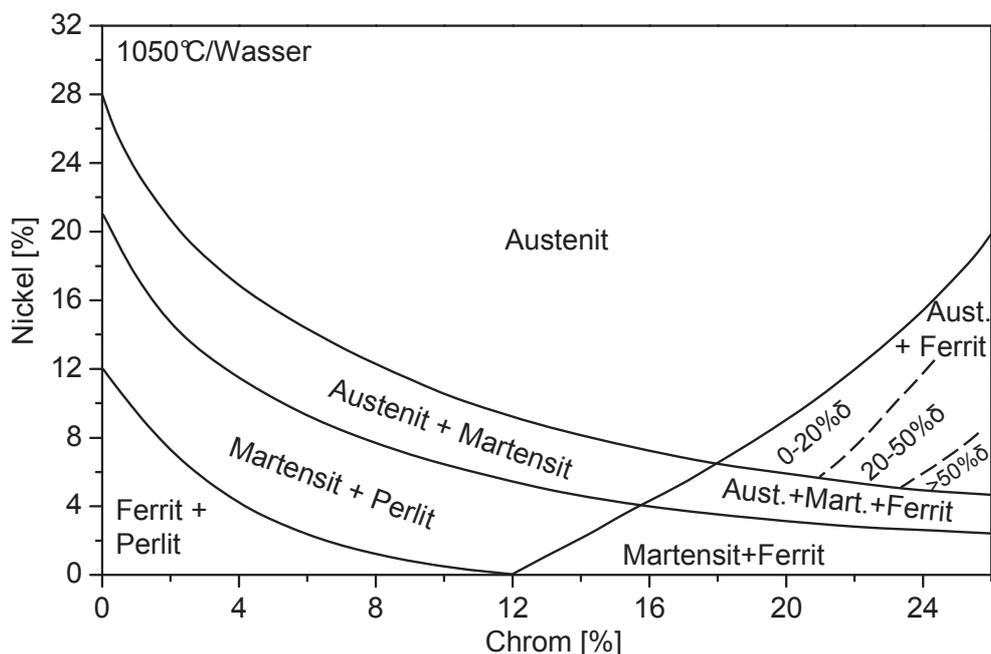


Abb. 2.1: Effekt von Nickel und Chrom auf den Gefügestand von 0,1 % C-Stahl (nach Schumann 1990)

Außer Cr und Ni werden in austenitischen Edelstählen zahlreiche andere Legierungselemente zulegiert, die entweder die Ferritbildung (z.B. Mo, Ti, Nb, V) oder die Austenitbildung (vor allem C, N, Mn) begünstigen.

Zur Abschätzung der Phasenzusammensetzung und Austenitstabilität kann anhand von empirisch ermittelten Gleichungen aus allen Ferritbildnern einer Legierung ein Cr-Äquivalent und aus allen Austenitbildnern ein Ni-Äquivalent berechnet werden. Eine Übersicht über ver-

fügbare Gleichungen zur Ermittlung der Äquivalentwerte und das zugehörige Schaeffler-Diagramm zur ungefähren Abschätzung der Phasenzusammensetzung aus diesen Äquivalenten ist in Schoss (2001) zu finden. Durch Abstimmung der Legierungselemente lässt sich die Phasenzusammensetzung gezielt variieren.

Interstitiell gelöste Elemente (N, C) erhöhen die Fließgrenze von austenitischem Edelstahl stark, substitutionell gelöste Ferritbildner erhöhen die Fließspannung ebenfalls, jedoch geringer, substitutionell gelöste Austenitbildner erhöhen die Fließspannung kaum. Der Mischkristallhärtungseffekt eines Substitutionsselementes ist dabei umso stärker, je größer der Atomradius des Legierungselementes relativ zu dem des Eisens ist (Pickering 1978).

2.2 Martensitische Umwandlung in CrNi-Stählen

In Anlehnung an die verbreiteten Definitionen von Cohen, Olson und Clapp (1979) und Meyrick und Powell (1973) schlägt Herper (2000) folgende Definition der martensitischen Umwandlung vor:

„Eine martensitische Umwandlung ist eine gitterverzerrende, diffusionslose Änderung der Gitterstruktur, die von einer Scherung dominiert wird, so dass eine Ebene – die Habitusebene – von der Transformation unberührt bleibt.“

Ursprünglich wurde der Begriff der martensitischen Umwandlung nur bei Stahl verwendet. Heute wird der Begriff allgemein für die Beschreibung diffusionsloser Phasenumwandlungen bei verschiedensten Werkstoffen, insbesondere auch den Formgedächtnislegierungen (z.B. NiTi), gebraucht. Hierbei bezeichnet der Begriff Austenit die Hochtemperaturphase und Martensit die Tieftemperaturphase (Hosford 2005). Die martensitische Umwandlung kann thermisch induziert, aber auch spannungs- oder verformungsinduziert stattfinden. Nach Olson und Cohen (1975) tritt spannungsinduzierter Martensit bei Stahlwerkstoffen an solchen Keimstellen auf, an denen auch die thermisch induzierte Martensitbildung ausgelöst wird, allerdings unterstützt durch den thermodynamischen Effekt einer äußeren Spannung. Bei der verformungsinduzierten Martensitbildung dagegen werden neue Keimstellen durch plastische Verformung gebildet. Abb. 2.2 fasst die Möglichkeiten der Martensitbildung bei verschiedenen Temperaturen zusammen und definiert für die Martensitbildung charakteristische Temperaturen. Unterhalb der M_d -Temperatur kommt es zur verformungsinduzierten Martensitbildung, wenn die Spannung die dafür notwendige Höhe erreicht. Zwischen M_s - und $M_{s,\sigma}$ -Temperatur ist eine Martensitbildung unter elastischer Verformung möglich und unterhalb von M_s wiederum kann thermisch induzierter Martensit entstehen. Da sich diese Arbeit im experimentellen Teil größtenteils mit der verformungsinduzierten Martensitbildung beschäftigt und diese Art der Phasenumwandlung auch in der Blechumformung allgemein die größte Bedeutung besitzt, wird im Folgenden überwiegend die verformungsinduzierte Martensitbildung bei metastabilen austenitischen Stählen betrachtet. In diesem Zusammenhang wird eine Austenitphase als ‚metastabil‘ bezeichnet, wenn sie bei einer Verformung bei Raumtemperatur zu einer martensitischen Umwandlung neigt.

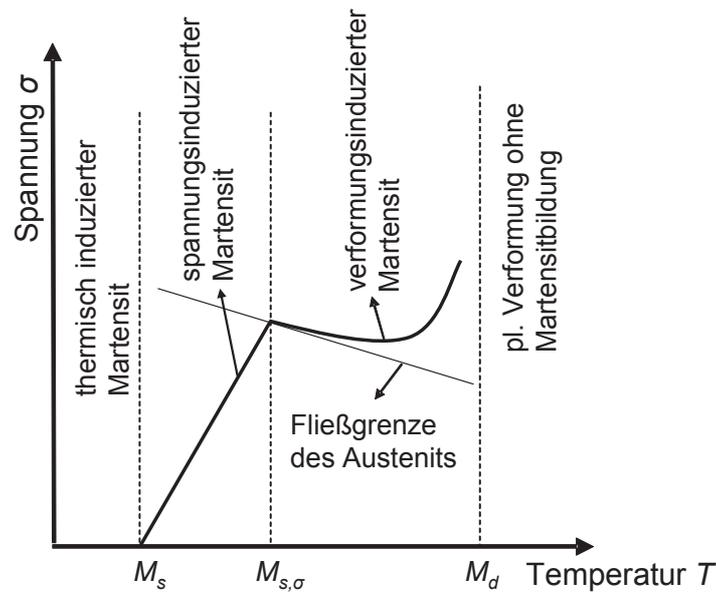


Abb. 2.2: Arten der Martensitbildung bei metastabilen austenitischen Stählen (nach Olson und Cohen 1972)

Da es sich bei der Martensitbildung um eine gitterverzerrende, durch Scherungen ermöglichte Phasenumwandlung handelt, kann die Martensitbildung zu makroskopisch sichtbaren Verzerrungen an der Oberfläche einer teilumgewandelten Probe führen. Eine gerade Linie an der Oberfläche einer Probe kann durch Umwandlung verzerrt werden, was in Abb. 2.3 schematisch illustriert ist. Im austenitischen Zustand auf die Oberfläche aufgebrachte Referenzlinien (Abb. 2.3a) werden während der Martensitbildung verzerrt. Die Scherverformung im Martensit führt zu zwei Knicken in der Referenzlinie (Abb. 2.3b-c).

In metastabilen austenitischen Edeltählen kann es zur verformungsinduzierten Umwandlung des γ -Austenits in die α' -Martensitphase (kfz) und/oder die ε -Martensitphase (hdp) kommen. Eine größere Bedeutung für die mechanischen Eigenschaften besitzt die α' -Martensitphase, die eine höhere Festigkeit als die Austenitphase bei gleicher chemischer Zusammensetzung besitzt. Während der $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Umwandlung kommt es zu einer Volumenexpansion, die in der Literatur zwischen 2 % und 5 % angegeben wird (Angel 1954, Nishiyama 1978, Bowe et al. 1988, Suresh 1998) und stark vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst wird. Die ε -Martensitphase besitzt ein ähnliches Volumen wie die Austenitphase und die mechanischen Eigenschaften werden in der Literatur kontrovers diskutiert (vgl. Abschnitt 2.3.2). Einigkeit herrscht aber darüber, dass die ε -Phase eine geringere Festigkeit als die α' -Phase besitzt.

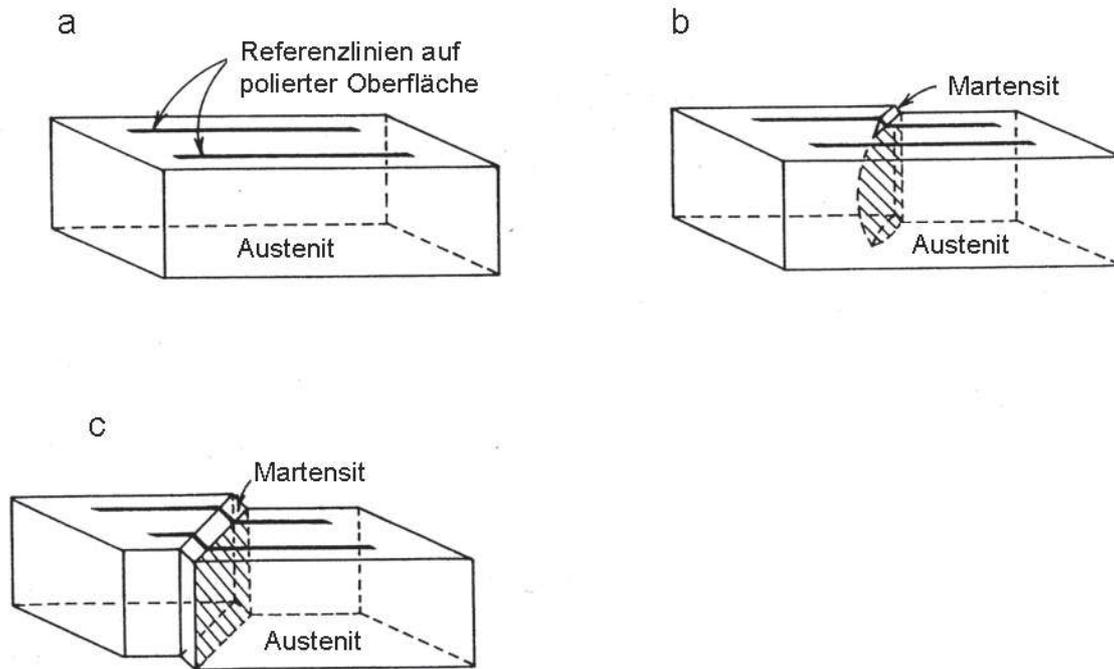


Abb. 2.3: Geometrische Veränderungen von Referenzlinien an der Oberfläche einer austenitischen Probe durch eine martensitische Umwandlung (a)-(c) (nach Shewmon 1969)

2.2.1 Thermodynamik der Martensitbildung

Aus thermodynamischer Sicht findet die Umwandlung von Austenit in α' -Martensit dann statt, wenn der Unterschied in der Gibbschen freien Enthalpie zwischen der γ - und α -Phase einen kritischen Wert $\Delta G_{min,\gamma \rightarrow \alpha}$ erreicht. Dieser kann durch Unterkühlung unterhalb von M_s aufgebracht werden. Im Falle der verformungsinduzierten Martensitbildung aber (bei $T_I > M_s$) reicht die Unterkühlung nicht für die Erreichung von $\Delta G_{min,\gamma \rightarrow \alpha}$ aus und wird durch eine mechanische Energie ΔG_{mech} ergänzt. Somit gilt:

$$\Delta G_{min,\gamma \rightarrow \alpha} = \Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}(T_I) + \Delta G_{mech} . \quad (2.1)$$

Nach Patel und Olson (1953) lässt sich ΔG_{mech} berechnen aus der Scherspannung τ entlang der Habitusebene mal der Scherung γ_0 zuzüglich der Normalspannung σ mal der Dehnung ε_0 senkrecht zur Habitusebene:

$$\Delta G_{mech} = \tau \gamma_0 + \sigma \varepsilon_0 . \quad (2.2)$$

Weil τ und σ von der Orientierung der transformierenden Martensitplatte (bzw. ihrer Habitusebene) zur äußeren Last abhängen, ist im Vielkristall die lokale mechanische Triebkraft ΔG_{mech} von der Kornorientierung abhängig. Die Höhe von $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}$ für eine Temperatur T wird hauptsächlich durch die chemische Zusammensetzung bestimmt.

2.2.2 Kristallographische Betrachtung

In austenitischen Edeltählen treten zwei Arten von Verformungsmartensit auf: der kubisch raumzentrierte (krz) α' -Martensit und der hexagonal dichtest gepackte (hdp) ε -Martensit

(Schumann 1975). Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass folgende Transformationspfade möglich sind:

1. Austenit (γ) \rightarrow α' -Martensit
2. Austenit (γ) \rightarrow ε -Martensit
3. Austenit (γ) \rightarrow ε -Martensit \rightarrow α' -Martensit.

Die direkte Umwandlung in α' -Martensit unter 1. kann am einfachsten durch das Modell nach Bain beschrieben werden (vgl. Bain und Dunkirk 1924). Bain zeigte, dass die krz-Struktur des α' -Martensits bereits in der kfz-Elementarzelle des Austenits enthalten ist (s. Abb. 2.4). Die wesentliche Erkenntnis dieses Modells ist der aus Abb. 2.4 zu entnehmende Übergang der $(111)_\gamma$ in die $(110)_\alpha$ -Ebenen. Um die tetragonal raumzentrierte Elementarzelle in Abb. 2.4 in die krz α' -Martensitstruktur zu überführen, ist eine Stauchung in $[001]_\gamma$ -Richtung um ca. 20,63 % und eine Dehnung um 12,25 % in die Richtungen $[100]_\gamma$ und $[010]_\gamma$ notwendig. Die Existenz einer unverzerrten Habitusebene kann das Bain-Modell nicht erklären, da es sich leicht zeigen lässt, dass im Modell jede Ebene einer Formänderung unterliegt.

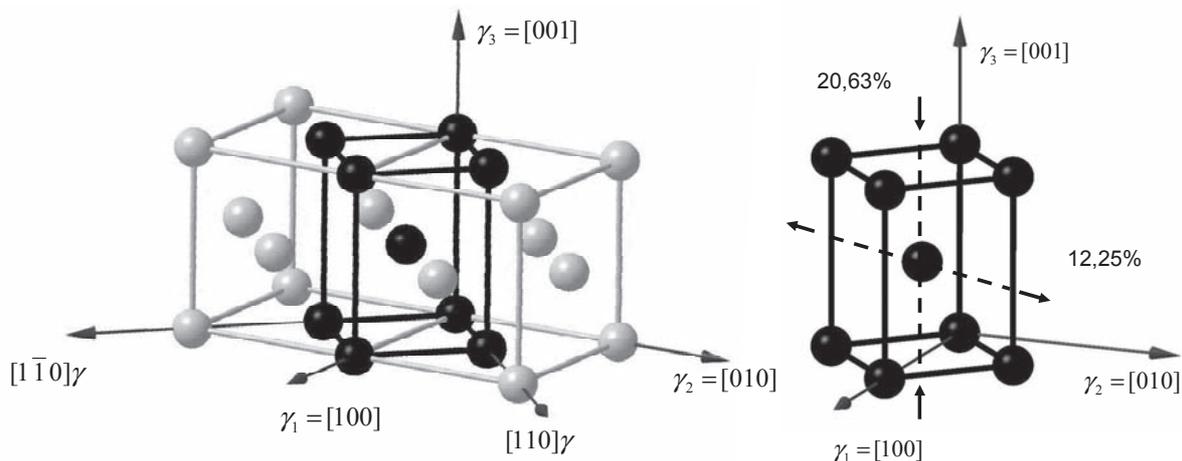


Abb. 2.4: Das Bain-Modell der martensitischen Umwandlung

Experimentell konnte die Orientierungsbeziehung nach Bain nur selten gefunden werden. Oft wurden dagegen in Stählen die Orientierungsbeziehungen nach Nishijama und Wassermann (vgl. Nishijama 1978) und nach Kurdjumov und Sachs (1930) nachgewiesen. Für die beiden Modelle gilt jeweils der Zusammenhang:

- Nishijama und Wassermann:

$$(111)_\gamma \parallel (101)_{\alpha'} \vee [110]_\gamma \parallel [111]_{\alpha'}$$

- Kurdjumov und Sachs:

$$(111)_\gamma \parallel (011)_{\alpha'} \vee [10\bar{1}]_\gamma \parallel [11\bar{1}]_{\alpha'}$$

Nach Smaga (2005) gilt die Nishijama und Wassermann Beziehung vor allem für Fe-Ni-Systeme mit Ni-Anteilen von ca. 30 %. In den letzten Jahren konnte für die α' -Martensitbildung in austenitischen Edelstählen sehr häufig die Orientierungsbeziehung nach Kurdjumov

und Sachs (1930) nachgewiesen werden (z.B. Grigull 2003, Nagy et al. 2003, Spencer et al. 2009a, Christ et al. 2009, Nakada et al. 2010), die auch in Abb. 2.5 illustriert ist.

Der Umklappvorgang nach Kurdjumov und Sachs (1930) lässt sich in zwei verschiedene Scherdeformationen unterteilen. Abb. 2.5 zeigt drei übereinanderliegende $(111)_\gamma$ -Ebenen. Die Atome jeder Lage sind unterschiedlich gefüllt. Die Pfeile in Abb. 2.5a kennzeichnen die Richtung der ersten Scherung: die zweite und dritte $(111)_\gamma$ -Atomlage bewegen sich in die $[\bar{2}11]_\gamma$ -Richtung. Vorher teilweise nicht eingezeichnete Atome der oberen Lage (leer) verdecken nach der Scherung die Atome der unteren Lage (schwarz) (Abb. 2.5b), und aus der im kfz-Gitter herrschenden Stapelfolge ABCABC wird die Stapelfolge ABAB. Anschließend kommt es zu einer zweiten Scherung auf der späteren $(21\bar{1})_\alpha$ -Ebene des krz-Gitters, die senkrecht zur Bildebene steht, in $[1\bar{1}1]_\alpha$ -Richtung (Abb. 2.5c). Schließlich führen kleine Dimensionsänderungen in $[11\bar{1}]_\alpha$ und $[1\bar{1}1]_\alpha$ -Richtung und außerdem in der Richtung senkrecht zur Bildebene in das endgültige krz-Gitter (Abb. 2.5d).

Aus den vier Gleitebenen und den sechs Gleitrichtungen, die die Kurdjumov-Sachs-Orientierungsbeziehung erfüllen, ergeben sich 24 Varianten der Umwandlung, deren Auftreten im Experiment sehr unterschiedlich häufig sein können (Nakada et al. 2010).

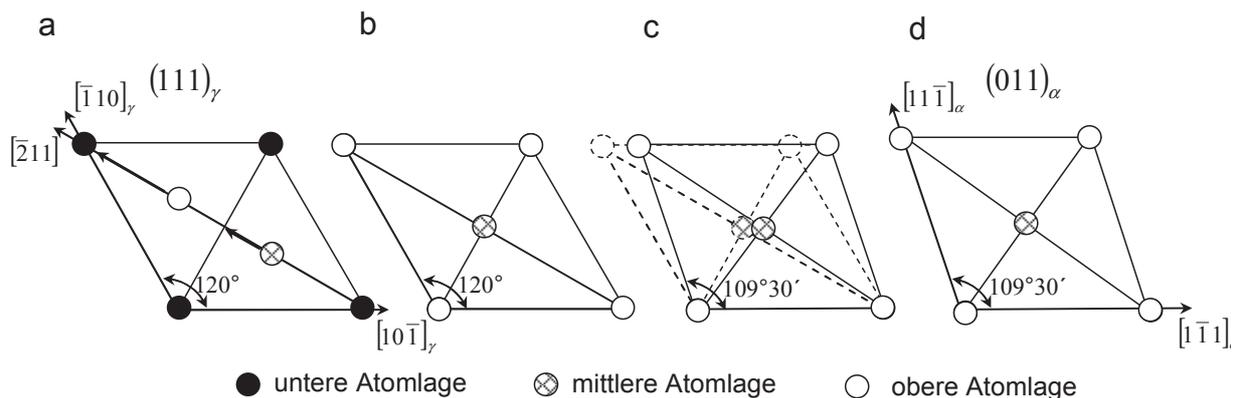


Abb. 2.5: $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Umwandlung nach Kurdjumov und Sachs (1930) von Austenit (a) durch Platzwechsel der Atome (b) und Scherung (c) zu α' -Martensit (d)

Für die $\gamma \rightarrow \varepsilon$ Umwandlung gilt nach Mangonon und Thomas (1970) der Zusammenhang

$$(111)_\gamma \parallel (0001)_\varepsilon \vee [10\bar{1}]_\gamma \parallel [11\bar{2}0]_\varepsilon.$$

Die Bildung von ε -Martensit ist experimentell oft schwer von der Bildung von Stapelfehlern zu unterscheiden, da ε -Martensit aus γ -Kristallen mit einem Stapelfehler auf jeder zweiten Ebene besteht. Jeder Stapelfehler in der kfz-Matrix kann daher als (mglw. fehlgeordneter) hdp ε -Martensit interpretiert werden. Die Entstehung eines Stapelfehlers ist genauso wie die Entstehung von ε -Martensit mit einer Scherung verbunden (vgl. Schumann 1975). Deshalb fassen Olson und Cohen (1975) beide verformungsinduzierten Kristalldefekte und die kristallographisch ebenfalls verwandten Verformungszwillinge unter dem Begriff ‚Scherband‘ zusammen.

2.2.3 Bildung von Martensitnukleationsstellen

Viele Untersuchungen der letzten Jahrzehnte belegen die bevorzugte Bildung von α' -Martensit an Scherbändern bzw. Kreuzungspunkten von Scherbändern (Venables 1962, Manganon und Thomas 1970, Staudhammer et al. 1983, Bracke et al. 2007). Abbildung 2.6 zeigt die α' -Martensitbildung bei einem austenitischen Edelstahl an Schnittpunkten von Scherbändern im Transmissionselektronenmikroskop. Aufbauend auf der Theorie von Bogers und Burgers (1964) zeigten Olson und Cohen (1972), dass an solchen Schnittpunkten energetisch günstige Voraussetzungen für die Bildung von α' -Martensit vorliegen. In ihrem Modell schneidet sich ein Scherband mit einem Stapelfehler auf jeder zweiten Ebene (was der Gitterstruktur von ε -Martensit entspricht), mit einem Scherband mit einem Stapelfehler auf jeder dritten Ebene (verzerrter ε -Martensit). Am Kreuzungspunkt der beiden Scherbänder liegt dann die korrekte Stapelfolge für α' -Martensit vor (Abb. 2.7). Eine molekulardynamische Simulation jüngerer Datums bestätigt diese Theorie (Sinclair und Hoagland 2008). Die kritische Breite eines Scherbands für die Martensitbildung liegt dabei laut TEM-Untersuchungen von Staudhammer et al. (1983) bei 50-70 Å, was einem Minimum von ca. 24 gestapelten Atomlagen entspricht.

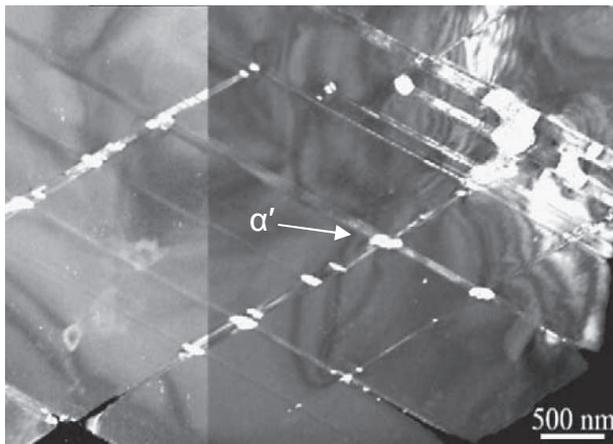


Abb. 2.6: α' -Martensitbildung an Kreuzungspunkten von Scherbändern im Transmissionselektronenmikroskop (Spencer et al. 2004)

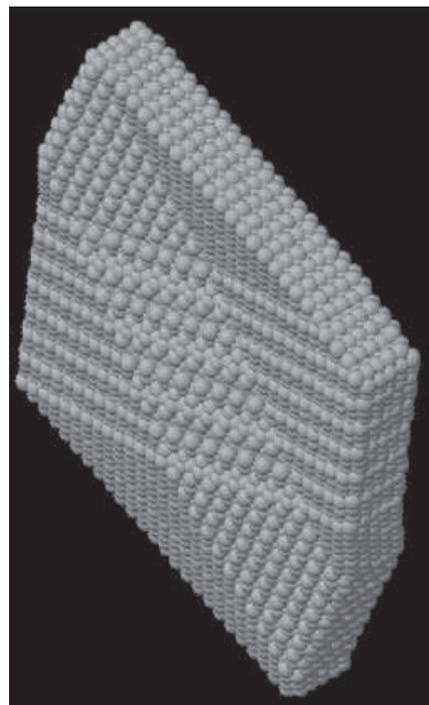


Abb. 2.7: Scherbänder im Kugelmodell (bestehend aus ε -Martensit und Stapelfehlern), die sich schneiden. Hier besteht ein Scherband aus ε -Martensit, das andere aus Stapelfehlern auf jeder dritten Ebene (aus Sinclair und Hoagland 2008).

Hinsichtlich der genauen Eigenschaften und Lage dieser Martensitnukleationsstellen finden sich in der Literatur sehr unterschiedliche experimentelle Ergebnisse. Manche Autoren finden α' -Martensit ausschließlich an Kreuzungspunkten von ε -Martensit (Manganon und Thomas 1970), andere wiederum finden α' -Martensit an Kreuzungspunkten von Scherbändern und

auch an einzelnen Scherbändern (Spencer et al. 2009a, Arpan Das et al. 2008, Lee und Lin 2000). Gefunden wird ebenfalls die Martensitbildung an Korngrenztripelpunkten (Arpan Das et al. 2008). Es zeigt sich, dass verschiedene Umformbedingungen verschiedene bevorzugte Martensitnukleationspunkte und Transformationspfade zur Folge haben. Da für die Mechanismen der Martensitbildung die Stapelfehlerenergie von großer Bedeutung ist, wird dieser Zusammenhang nun näher betrachtet und anschließend die Ursachen für die Martensitbildung an sehr unterschiedlichen Nukleationspunkten erläutert.

Die Stapelfehlerenergie (γ_{SF}) wird meist als Energie aufgefasst, die zur Erzeugung eines flächenhaften Gitterbaufehlers notwendig ist (Schumann 1975). Es ist weithin bekannt, dass die Neigung von austenitischem Edelstahl zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit von der Stapelfehlerenergie abhängt (Schuman 1975, Olson und Cohen 1975). Eine geringe Stapelfehlerenergie begünstigt die Bildung planarer Gitterdefekte wie Stapelfehler, Verformungszwillinge oder ε -Martensit. Wie im vorangehenden Kapitel erläutert, kann letzterer ebenfalls als Stapelfehler interpretiert werden. Diese Defekte (und insbesondere deren Schnittpunkte) dienen dann als die erwähnten Nukleationspunkte für die Bildung von α' -Martensit. Somit hängt die Neigung austenitischer Edelstähle zur verformungsinduzierten Martensitbildung unmittelbar mit der Stapelfehlerenergie zusammen.

Die Stapelfehlerenergie von CrNi-Stählen wird im Wesentlichen bestimmt von der Legierungszusammensetzung. Rhodes und Thompson (1977) geben eine empirisch ermittelte Gleichung für die Abschätzung der Stapelfehlerenergie (γ_{SF}) in 18Cr-9Ni Legierungen an:

$$\gamma_{SF} = 1,2 + 1,4 \cdot \text{Ni} + 0,6 \cdot \text{Cr} + 17,7 \cdot \text{Mn} - 44,7 \cdot \text{Si} \text{ [mJ/m}^2\text{]}. \quad (2.3)$$

Eine ähnliche Gleichung von Pickering (1984) ist ebenfalls verbreitet:

$$\gamma_{SF} = 25,7 + 2 \cdot \text{Ni} + 410 \cdot \text{C} - 0,9 \cdot \text{Cr} - 77 \cdot \text{N} - 13 \cdot \text{Si} - 1,2 \cdot \text{Mn} \text{ [mJ/m}^2\text{]}. \quad (2.4)$$

In die Gleichungen 2.3 und 2.4 sind die Konzentrationen in Masse-% einzusetzen. Hierbei muss beachtet werden, dass Rhodes und Thompson die sehr eingeschränkte Gültigkeit der Annahme linearer Abhängigkeiten der Stapelfehlerenergie von Legierungselementen betonen und ein ternäres Fe-Cr-Ni Diagramm mit ISO- γ_{SF} -Linien vorschlagen, um γ_{SF} abzuschätzen. Die eingeschränkte Gültigkeit der oben genannten Gleichungen zeigt sich auch daran, dass der Einfluss verschiedener Legierungselemente je nach Gleichung mit unterschiedlichem Vorzeichen eingeht (siehe Mn oder Cr in obigen Gleichungen). Dafür sind wahrscheinlich Wechselwirkungen zwischen den Elementen verantwortlich, die je nach Legierungszusammensetzung zu Unterschieden in der Wirkung einzelner Elemente auf die γ_{SF} führen können.

Weiterhin ist die Stapelfehlerenergie abhängig von der Temperatur. Eine Übersicht über Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit der γ_{SF} in CrNi-Stählen wird in Talonen (2007) gegeben und zeigt, dass der Anstieg der γ_{SF} mit der Temperatur bei allen Untersuchungen (außer bei sehr hohen Temperaturen) in einem Bereich $d\gamma_{SF}/dT=0,05$ bis $0,1$ mJ/m²K liegt. Diese Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie γ_{SF} von der Temperatur ist für die Modellierung der Martensitbildung von großer Bedeutung, da hier Modellkonstanten oft wesentlich von γ_{SF} abhängen (vgl. Kapitel 2.2.5).

Mikrostrukturelle Untersuchungen zu Martensitnukleationsstellen und Transformationspfaden kommen in der Literatur zum Teil zu sehr unterschiedlichen Ergebnissen. Einige Beobachtungen werden nun geschildert und mögliche Ursachen für diese Unterschiede erläutert.

Spencer et al. (2009a) zeigen durch TEM Untersuchungen, dass ein austenitischer Stahl unter Zugbeanspruchung bei Raumtemperatur kaum Stapelfehler und ε -Martensit bildet, was zu einer geringen Bildung von α' -Martensit aufgrund fehlender Scherbandkreuzungspunkte führt. Eine Verminderung der Stapelfehlerenergie durch eine Temperaturabsenkung auf -196 °C führt allerdings zu einer sehr starken Bildung von Stapelfehlern und ε -Martensit. Bevorzugter Ort der α' -Martensitbildung sind dann Kreuzungspunkte von ε -Martensitbändern. Die so entstandenen Martensitkeime wachsen z.B. innerhalb eines ε -Martensitbandes zusammen. Aber auch an Stapelfehlern und Zwillingskorngrenzen und deren Kreuzungspunkten bildet sich α' -Martensit. Weiterhin konnten Spencer et al. zeigen, dass Martensit, der an Kreuzungspunkten der ε -Phase entstanden ist, in die γ -Phase hineinwächst, in diesem Fall also eine direkte $\gamma \rightarrow \alpha'$ Umwandlung stattfindet. Auch konnte vereinzelt die Bildung von α' -Martensit auf ungekreuzten Scherbändern festgestellt werden. Staudhammer et al. (1983) zeigen, dass ein weiteres Absenken der Temperatur auf -268 °C wiederum zu einer vermehrten α' -Martensitbildung auf einzelnen Scherbändern (ohne Kreuzungspunkte) führt. Diese Bildung von α' -Martensit führen Staudhammer et al. (1983) und später auch Lee und Lin (2000) auf eine spannungsinduzierte Martensitbildung (vgl. Abb. 2.2) zurück, die zwar auch in Scherbändern, nicht aber an Kreuzungspunkten auftritt und auch eine etwas andere Morphologie besitzt als verformungsinduzierter Martensit.

Die starke Bildung von α' -Martensit dieser Morphologie erreichen Lee und Lin (2000) ebenfalls durch hohe Umformgeschwindigkeiten. Eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeiten hat einen ähnlichen Effekt wie eine Absenkung der Temperatur. Beides führt durch eine geringere Stapelfehlerenergie zur vermehrten Bildung planarer Defekte (Stapelfehler, ε -Martensit) und schließlich auch zur Bildung spannungsinduzierten Martensits. Zu einem ähnlichen Ergebnis kommt eine Untersuchung von Ferreira et al. (2004). Hier führen sukzessive Erhöhungen der Dehnrates erst zu einer vermehrten Bildung von Stapelfehlern und anschließend zunehmenden Anteilen von ε -Martensit und Verformungszwillingen.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich sehr unterschiedliche Ergebnisse in der Literatur bezüglich bevorzugter Martensitnukleationsstellen zu einem großen Teil anhand von Unterschieden in γ_{SF} , Umformtemperatur und -geschwindigkeit erklären lassen. Für hohe verformungsinduzierte Martensitanteile ist in der Literatur eine klare Dominanz der α' -Martensitbildung an Scherbandkreuzungspunkten festzustellen.

2.2.4 Einflussfaktoren auf die Martensitbildung

Die Bildung von Martensit während der Umformung von austenitischen Edeltählen hängt einerseits von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs ab und andererseits von der Temperatur, der Dehnung, der Dehnrates und dem Spannungszustand während der Umformung. Diese Einflüsse sollen im Folgenden erläutert werden.

Chemische Zusammensetzung

Die Neigung von austenitischem Edelstahl zur verformungsinduzierten Martensitbildung, bzw. die Stabilität des Austenits, hängt stark von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs ab. Im vorangegangenen Kapitel wurde bereits die Abhängigkeit der Martensitbildung von der Stapelfehlerenergie erläutert, die laut Gl. 2.3 bzw. 2.4 von der chemischen Zusammensetzung bestimmt wird. Empirische Gleichungen zeigen auch eine direkte Abhängigkeit der M_d -Temperatur von der Legierungszusammensetzung. Der Wert für M_d gibt die Temperatur an, unterhalb der eine verformungsinduzierte Martensitbildung möglich ist. Liegt diese unterhalb der Raumtemperatur, bildet sich bei ungekühlten Umformprozessen kein Martensit. Aus Gründen der einfacheren Bestimmbarkeit wird meist die M_{d30} -Temperatur ermittelt, bei der es nach einer 30 % Umformung zur Bildung von 50 Vol-% Martensit kommt. Nach Nohara et al (1977) kann die M_{d30} -Temperatur für CrNi-Stähle durch folgende Gleichung abgeschätzt werden:

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462 \cdot (\text{C} + \text{N}) - 9,2 \cdot \text{Si} - 8,1 \cdot \text{Mn} - 13,7 \cdot \text{Cr} - 29 \cdot (\text{Ni} + \text{Cu}) - 18,5 \cdot \text{Mo} - 68 \cdot \text{Nb} - 1,42 \cdot (\text{GS} - 8) . \quad (2.5)$$

Hierbei ist GS die ASTM Korngrößennummer. Die Konzentrationen sind in Masse-% einzusetzen. Anhand von Gl. 2.5 wird deutlich, dass alle erwähnten Legierungselemente die M_{d30} -Temperatur verringern und damit die Austenitstabilität erhöhen. Dabei behindern interstitiell gelöste C und N-Atome die Martensitbildung offensichtlich mehr als die anderen, substitutionell gelösten Atome. Aufgrund des Einflusses von geringen Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung innerhalb einer Probe (Seigerungen) kann es zu inhomogen verteilter Martensitbildung kommen. Lichtenfeld et al. (2006) weisen kurzreichweitige Seigerungen durch eine Mikrosonde nach und sehen darin den Grund für lokale quantitative Unterschiede in der Martensitbildung.

Temperatur

In Kapitel 2.2.1 wurde bereits geschildert, dass die chemische Triebkraft zur martensitischen Umwandlung $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}$ von der Temperatur abhängt (Gl. 2.1). Eine Verringerung der Temperatur erhöht die chemische Triebkraft und führt damit zur Bildung vermehrten Martensits während der Verformung. Außerdem führt eine Absenkung der Temperatur zu einer geringeren Stapelfehlerenergie, die die Martensitbildung ebenfalls unterstützt. Durch eine geringe Wärmeleitfähigkeit und eine starke Neigung zur Eigenerwärmung von austenitischen Stählen hat die während der Umformung meist ansteigende Temperatur einen starken Einfluss auf die Martensitbildung.

Dehnung und Dehnungszustand

Mit zunehmender Dehnung, bzw. mit zunehmend geleisteter Umformarbeit, steigt auch der Martensitgehalt an. Aus der Formänderung des Werkstoffs resultiert die Scherbandbildung und die damit verbundene Martensitkeimbildung. Je nach Spannungs- bzw. Dehnungszustand können sich unterschiedlich viele Martensitkeime (Scherbänder) und unterschiedlich viel Martensit bilden. Murr et al. (1982) konnten durch TEM-Untersuchungen an unter ein- und biaxialem Zug verformten Proben eine deutlich höhere Bildung von Scherbandkreuzungen

unter biaxialer Last nachweisen (Abb. 2.8), resultierend in einem höheren Martensitanteil unter biaxialer Last. Auch Frehn (2004) findet eine höhere Martensitbildung bei biaxialem Zug als bei Zugversuchen und „plane-strain tests“. Bei den beiden letzteren stellte er zudem eine sehr ähnliche Martensitbildung fest. Die Martensitbildung bei Torsion liegt laut Frehn zwischen der bei biaxialem und einachsigen Zug.

In Druckversuchen wird meist weniger Martensit gefunden als in Zugversuchen (Patel und Cohen 1953, Powell 1958, Frehn 2004). Patel und Cohen (1953) schlagen dafür folgende Erklärung vor: Basierend auf Gl. 2.2 zeigen sie, dass bei Zugbeanspruchung sowohl Scher- als auch Normalspannungsanteil auf der Habitusebene positiv sind, bei Druckbeanspruchung der Normalspannungsanteil aber negativ ist und so der Martensitbildung entgegenwirkt, die ja zu einer Volumenexpansion führt. Iwamoto et al. (1998) stellen dagegen einen anfänglich positiven Effekt von Druckspannung auf die α' -Martensitbildung fest, der sich bei höheren Umformgraden aber umkehrt. Die widersprüchlichen Ergebnisse dieser Untersuchung sind wohl teilweise durch verschiedene Probengeometrien und Versuchsführung zu erklären.

In Zugversuchen mit überlagerter Scherung konnten Perdahcioglu et al. (2008) zeigen, dass hauptsächlich die Zugspannungskomponente die Martensitbildungsrate bestimmt.

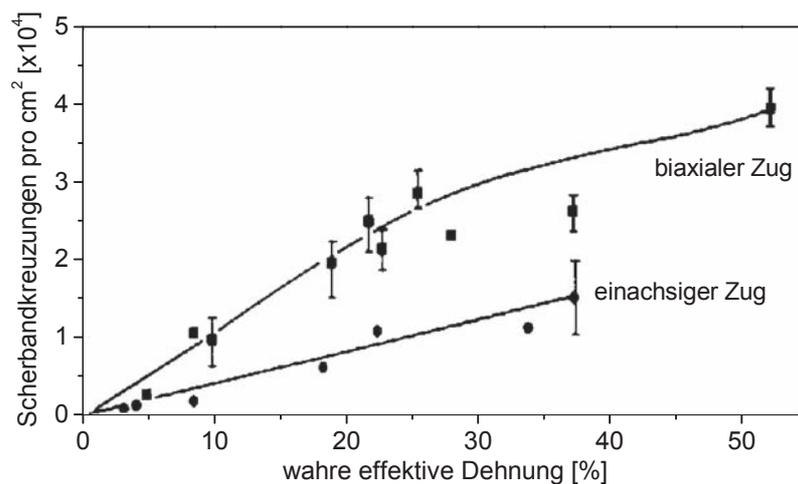


Abb. 2.8: Mittels TEM-Untersuchungen ermittelte Anzahl von Scherbandkreuzungen pro cm² in Abhängigkeit von der effektiven Dehnung bei einachsiger und biaxialer Zugbelastung (Murr et al. 1982)

Dehnrage

Bezüglich der Dehnratenabhängigkeit der Martensitbildung muss zwischen zwei Effekten unterschieden werden:

1. Der direkte Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Martensitbildung.
2. Der indirekte Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Martensitbildung durch die zunehmende Eigenerwärmung des Werkstoffs während der Umformung mit ansteigender Dehnrage.

Der zweite Effekt kommt dadurch zustande, dass mit zunehmender Umformgeschwindigkeit die Zeit pro Dehnungsincrement, die für die Wärmeableitung zur Verfügung steht, sinkt. Dies führt dazu, dass sich die Probe bei hohen Dehnraten stark erwärmt und die somit abneh-

mende chemische Triebkraft die Martensitbildung behindert (De et al. 2006, Santacreu et al. 2006, Lichtenfeld et al. 2006). Eine vollkommen getrennte Betrachtung der beiden Dehnrateneffekte ist experimentell (vor allem bei hohen Dehnraten) schwer durchführbar. Allerdings zeigen einige Untersuchungen, dass bei kleinen Dehnungen, wenn die Eigenerwärmung noch gering ist, hohe Dehnraten zu verstärkter Martensitbildung führen (Hecker et al. 1982, Lee und Lin 2000, De et al. 2006). Laut Ferreira et al. (2004) nimmt mit Erhöhung der Dehnrate erst die Bildung von Stapelfehlern und anschließend die Bildung von ε -Martensit und Zwillingen zu. Auch Talonen et al. (2005) sehen eine Zunahme an Scherbändern bei Erhöhung der Dehnrate. Somit ist davon auszugehen, dass generell hohe Dehnraten die Martensitkeim- und Martensitbildung unterstützen, wenn diese nicht durch erhöhte Temperaturen verhindert wird.

2.2.5 Modellierung der Martensitbildung

Für die Umformsimulation und die gezielte Steuerung der Martensitbildung im Umformprozess ist ein Martensitbildungsmodell notwendig, das den Zusammenhang zwischen Umformparametern und Martensitgehalt quantitativ beschreibt. Die unter Abschnitt 2.2.4 genannten Einflussfaktoren auf die Martensitbildung müssen berücksichtigt werden: Dehnung, chem. Zusammensetzung, Temperatur und Umformgeschwindigkeit bzw. die daraus resultierende Temperaturänderung. Da kleine Unterschiede in der Legierungszusammensetzung die Neigung zur Martensitbildung stark verändern können, ist eine Anpassung der Martensitbildungsmodelle (bzw. deren Konstanten) an die jeweils betrachtete Werkstoffcharge unumgänglich.

Neuere Modelle beschreiben die Martensitbildung meist inkrementell in Form der Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$, da dies eine Simulation von Umformprozessen auch bei sich ändernden Umformtemperaturen und Spannungszuständen ermöglicht. Viele aktuelle Ansätze zur Modellierung der Martensitbildung (u.a. auch die in dieser Arbeit verwendeten) basieren auf den Annahmen und Beobachtungen von Olson und Cohen (1975) und von Tsuta und Cortés (1993). Deshalb sollen die Annahmen und Entwicklungen dieser beiden Modelle hier nun näher betrachtet werden.

Das Modell nach Olson und Cohen (1975) geht davon aus, dass die Bildung von Martensitembryos direkt von der Anzahl der Scherbandkreuzungen abhängig ist. Scherbänder können aus ε -Martensit, überlagerten Stapelfehlern und Verformungszwillingen gebildet werden (vgl. Abschnitt 2.2.2). Die Anzahl der Scherbandkreuzungen wird aus dem Scherbandvolumen V_{SB} bestimmt. Das Scherbandvolumen kann aus der plastischen Dehnung unter der Annahme einer abnehmenden Scherbandbildungsrate $dV_{SB}/d\varepsilon$ mit zunehmendem Scherbandvolumen V_{SB} berechnet werden:

$$\frac{dV_{SB}}{d\varepsilon} = \alpha \cdot (1 - V_{SB}). \quad (2.6)$$

Für kleine Werte von V_{SB} entspricht die Konstante α nahezu der Scherbandbildungsrate. Sie ist laut Olson und Cohen abhängig von der Stapelfehlerenergie und der Dehnrate.

Hat ein Scherband das durchschnittliche Volumen \bar{v}_{SB} , ist die Anzahl der Scherbänder pro Austenitvolumeneinheit N_V^{SB}

$$N_V^{SB} = V_{SB} / \bar{v}_{SB}. \quad (2.7)$$

Olson und Cohen nehmen nun weiter an, dass die Anzahl der Scherbandkreuzungen N_V^X pro Volumeneinheit mit der Anzahl der Scherbänder N_V^{SB} in der Form

$$N_V^X = K_O (N_V^{SB})^n \quad (2.8)$$

zusammenhängt. Hier ist K_O eine von der Korngröße abhängige Konstante. Der inkrementelle Anstieg der Martensitembryos dN_V^M wird dann wiederum aus dem Anstieg der Scherbandkreuzungen bestimmt, die mit der Wahrscheinlichkeit p zu Martensitembryos werden:

$$dN_V^M = p dN_V^X. \quad (2.9)$$

Unter der Annahme eines vom Martensitgehalt unabhängigen Volumens eines Martensitembryos \bar{v}_M ist der Anstieg des Martensitanteils pro zur Verfügung stehendem Austenitvolumen gleich dem Martensitembryovolumen \bar{v}_M mal der Zunahme an Martensitembryos dN_V^M :

$$\frac{dV_M}{1-V_M} = \bar{v}_M \cdot dN_V^M. \quad (2.10)$$

Ein Einsetzen der vorangegangenen Gleichungen in Gl. 2.10 und eine Integration dieser Gleichung ergibt:

$$V_M = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha \cdot \varepsilon)]^n\} \quad (2.11)$$

$$\text{mit } \beta = \frac{\bar{v}_M K_O}{(\bar{v}_{SB})^n} p.$$

Der Parameter β ist proportional zur Wahrscheinlichkeit p , dass aus einer Scherbandkreuzung ein Martensitembryo gebildet wird. Diese Wahrscheinlichkeit ist wiederum bestimmt durch die Höhe der chem. Triebkraft und damit der Temperatur (vgl. Abschnitt 2.2.1). Die anderen Größen, von denen β abhängig ist, sind unabhängig von der Temperatur. Die Abbildung 2.9 zeigt die Parameter α und β im Olson/Cohen-Modell in Abhängigkeit von der Temperatur für eine gegebene Legierungszusammensetzung.

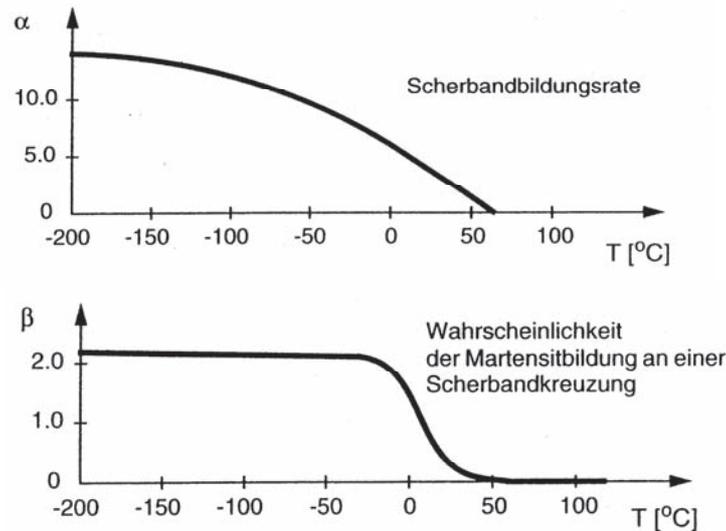


Abb. 2.9: Abhängigkeit Parameter α und β im Olson/Cohen-Modell von der Temperatur, nach Olson und Cohen (1975), aus Hänsel (1998).

Diese klassische Formulierung des Modells nach Olson und Cohen (Gl. 2.11) ist für die Simulation nicht-isothermer Umformprozesse nicht geeignet, da α und β als über den Versuch konstant angenommen werden, sich bei nicht-isothermer Versuchsführung jedoch während des Versuchs ändern. Daher wurde das Modell von diversen Autoren weiterentwickelt. So zeigen Hecker et al. (1982), dass für zweiachsige Verformungen die Implementierung der von-Mises-Vergleichsdehnung in das Olson/Cohen-Modell gute Ergebnisse liefert. Stringfellow et al. (1992) formulieren das Modell inkrementell, passen es an weitere mehrachsige Spannungszustände an und führen die Abhängigkeit der Martensitbildungswahrscheinlichkeit von einer Gaußschen Verteilungsfunktion $P(g)$ ein, wobei g die thermodynamische Triebkraft ist und von der Temperatur und dem Spannungszustand abhängt. Allerdings modellieren Stringfellow et al. nur Versuche bei konstanter Temperatur. Han et al. (2004, 2008) bestimmen die Martensitbildungswahrscheinlichkeit separat für jede der 24 Martensitvarianten der Kurdjumov-Sachs-Beziehung (vgl. Abschnitt 2.2.2) unter Verwendung der empirischen Gleichung nach Koistinen-Marburger für athermische Martensitbildung. Ihre Berechnungen zeigen gute Übereinstimmungen mit nicht-isothermen Zug- und Scherversuchen.

Viel Beachtung fand die Fortführung des Olson/Cohen-Modells von Tomita und Iwamoto (1995), nachfolgend auch bezeichnet als TI-Modell. Sie berücksichtigen experimentelle Untersuchungen, die einen Einfluss der Dehnrates auf die Bildung von Schervändern feststellen. Daher nehmen sie eine Abhängigkeit des Olson/Cohen-Parameters α (vgl. Gl. 2.11) von der Dehnrates in folgender Form an:

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3) \cdot \left(\frac{\dot{\epsilon}_a}{\dot{\epsilon}_r} \right)^m \quad (2.12)$$

Hierbei sind α_1 , α_2 und α_3 Konstanten, $\dot{\epsilon}_r$ ist die Referenzdehnrates, $\dot{\epsilon}_a$ die Dehnrates im Austenit, m der Sensitivitätsexponent der Dehnung, und T ist die Temperatur.

Sie übernehmen den Ansatz nach Stringfellow et al. (1992) in vereinfachter Form und berechnen die Martensitbildungswahrscheinlichkeit und damit den Olson/Cohen Parameter β ebenfalls durch die Verteilungsfunktion einer Gaußschen Normalverteilung der Form:

$$\beta = \eta \cdot p = \frac{\eta}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^g \exp\left\{-\frac{(g'-g_0)^2}{2\sigma_g^2}\right\} dg' \quad (2.13)$$

$$\text{mit } g = -T + g_1 \Sigma.$$

Hier ist η eine Geometriekonstante, g ist die normalisierte thermodynamische Triebkraft, g_0 und σ_g sind der Mittelwert und die Standardabweichung der gegebenen Wahrscheinlichkeitsverteilung, g_1 ist eine Konstante und $\Sigma = \sigma_{ii}/3$ ist der Triaxialitätsparameter. Er beschreibt den Einfluss des Spannungszustandes auf die martensitische Umwandlung und beträgt im Falle einer Zugbelastung 1/3. Dieses Modell wurde von diversen Autoren (z.B. Garion et al. 2005, Hedström et al. 2009) in FE-Simulationen implementiert und auch für TRIP-Stahl (Dan et al. 2007) verwendet.

Das Olson/Cohen-Modell (und somit auch das TI-Modell) beschreibt den martensitischen Umwandlungsvorgang stark vereinfacht, wodurch viele Einflüsse auf die Martensitbildung nicht berücksichtigt werden (z. B. starke Gitterverspannungen durch die Volumenexpansion des Martensits oder die Martensitbildung außerhalb von Scherbandkreuzungen). Solche Einflüsse werden jedoch teilweise durch die Modellkonstanten indirekt berücksichtigt, und auch die oben genannten Fortführungen des Modells zeigen, dass sich diese Einflüsse sinnvoll in das Modell integrieren lassen. Experimentelle Untersuchungen bestätigten immer wieder die Bedeutung der Scherbandkreuzungen für die Martensitbildung (vgl. Abschnitt 2.2.3) und damit auch die Annahmen dieses Modells zur Martensitnukleation.

Das zweite elementare Modell für aktuelle Forschungsaktivitäten ist das Modell von Tsuta und Cortés (1993), im folgenden bezeichnet als Tsuta-Modell. Es nimmt einen linearen Zusammenhang zwischen der Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ bezogen auf den zur Verfügung stehenden Austenitvolumenanteil V_A und dem bis dahin umgewandelten Martensitanteil pro Dehnungseinheit V_M/ε an:

$$\frac{1}{V_A} \frac{dV_M}{d\varepsilon} = B \frac{V_M}{\varepsilon}. \quad (2.14)$$

Das Modell beruht auf makroskopischen Beobachtungen in Zugversuchen und lässt mikrostrukturelle Abläufe außer Acht. Durch Integration erhält man

$$V_M = \left[1 + \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right)^{-B} \right]^{-1}. \quad (2.15)$$

Dabei ergibt sich die charakteristische Dehnung ε_c aus der Integrationskonstante und berücksichtigt den Temperatureinfluss durch den Ausdruck

$$\varepsilon_c = A \cdot e^{-Q_T/T}. \quad (2.16)$$

Die beiden Modelle nach Hänsel (1998) und Springub (2006) sind jeweils inkrementell formulierte Modifikationen des Modells nach Tsuta und Cortés (1993) und ebenfalls rein phänomenologischer Natur. Das Modell von Hänsel (1998) formuliert die Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ als Funktion von aktuellem Martensitgehalt und Temperatur durch die Gleichung:

$$\frac{dV_M}{d\varepsilon} = \frac{B}{A} e^{Q_T/T} \left(\frac{1-V_M}{V_M} \right)^{\frac{1+B}{B}} V_M^{p_H} \beta \quad (2.17)$$

$$\text{mit } \beta = [0,5 \cdot (1 - \tanh(C + D \cdot T))].$$

Die Modellkonstanten A , B , C , D , p_H und Q_T müssen durch Versuche an den jeweiligen Werkstoff angepasst werden. Der Wert für β ist der Martensitbildungswahrscheinlichkeit des Olson/Cohen-Modells entlehnt und berücksichtigt die Sättigung der Martensitbildung bei hohen Umformgraden unterhalb von 100 Vol-% Martensit.

Springub (2006) modifiziert das Tsuta-Modell so, dass die Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ in Abhängigkeit von dem aktuellen Martensitgehalt V_M und der Temperatur T berechnet wird:

$$\frac{dV_M}{d\varphi} = (1-V_M) \cdot \frac{C \cdot \varphi^{-1}}{1 - A e^{\frac{D+B}{T}} \varphi^{-C}} \quad (2.18)$$

Auch hier müssen die Modellkonstanten A , B , C und D durch Versuche an den Werkstoff angepasst werden. Es existiert eine Modellerweiterung von Springub (2006) zur Berechnung der Martensitbildungsrate bei einer biaxialen Last, die allerdings drei weitere Modellkonstanten benötigt.

Die auf Basis des Tsuta-Modells entwickelten Modelle sind einfache empirische Ansätze, mit dem Ziel, eine Berechnung der Martensitbildung in FE-Simulationen zu ermöglichen. Somit lassen sie mikrostrukturelle Mechanismen der Martensitbildung außer Acht. Die in Abhängigkeit von den jeweiligen Verformungsbedingungen sehr unterschiedlichen Bildungsmechanismen verursachen eine hohe Anzahl an notwendigen Modellkonstanten, um die Martensitbildung zufriedenstellend erklären zu können.

Andere Autoren halten eine Berechnung der Martensitbildung in Abhängigkeit von der im Versuch auftretenden Spannung für sinnvoller (Geijselaers und Perdahcioglu 2009). Die von Geijselaers und Perdahcioglu beobachtete direkte Abhängigkeit der Martensitbildung von der makroskopischen Spannung wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht bestätigt. Da sich diese Ansätze für die Problemstellung dieser Arbeit als nicht einsetzbar erwiesen und auch sonst für produktionsnahe Anwendungen bisher keine Bedeutung besitzen, werden sie hier nicht näher erläutert.

Ebenfalls nicht erläutert werden Ansätze, die den martensitischen Umklappvorgang auf einer atomaren Ebene simulieren. An dieser Stelle verschmolzen in den letzten Jahren Problemstellungen der Materialwissenschaften, Festkörpermechanik und Mathematik, und so wurde ein Erkenntnisgewinn bezüglich der Vorgänge auf Kristallgitterebene während der Martensitumwandlung ermöglicht. Eine Übersicht über diese Entwicklungen findet sich in Bhatta-

charya (2003). Die Ergebnisse einer molekulardynamischen Simulation sind in Sinclair und Hoagland (2008) zu finden. Diese Modelle sind aber zu komplex und mathematisch noch zu aufwendig, um sie derzeit in die Simulation und die Steuerung der Martensitbildung realer Umformprozesse zu integrieren, und werden hier aus diesem Grund ebenfalls nicht näher erläutert.

2.3 Verformungsverhalten austenitischer Edelstähle

2.3.1 Mechanismen der plastischen Verformung in austenitischem Edelstahl

Plastische Verformung geschieht durch die Bewegung und Erzeugung zweidimensionaler Gitterbaufehler, sogenannter Versetzungen. Idealisierte Grundtypen der Versetzungen sind Schrauben- und Stufenversetzungen. Bei der plastischen Verformung gleiten Versetzungen auf einer Gleitebene in Gleitrichtung ab. Abb. 2.10 zeigt die Gleitebenen und Gleitrichtungen für Austenit (kubisch-flächenzentriert \rightarrow kfz) und Martensit (kubisch-raumzentriert \rightarrow krz). Als Versetzungsdichte ρ wird die Länge der Versetzungslinien pro Volumeneinheit bezeichnet. Ist eine Versetzungslinie an beiden Enden fest in einem Versetzungsnetzwerk verankert, leuchtet es ein, dass die Versetzungslinie bei einer Bewegung (also plastischer Verformung) ausbaucht und auf diese Weise länger wird. Die Versetzungsdichte nimmt also zu; es kommt zu einer Versetzungsmultiplikation (Bürgel 2005). Somit führt plastische Verformung zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte. Auf die Vielzahl der Mechanismen der plastischen Verformung und der Verfestigung soll hier nicht eingegangen werden, stattdessen sei an dieser Stelle auf einschlägige Lehrbücher verwiesen (z.B. Gottstein 2001). Es werden dagegen nur einige für die Verformung von austenitischem Edelstahl typische und für diese Arbeit relevante Mechanismen geschildert.

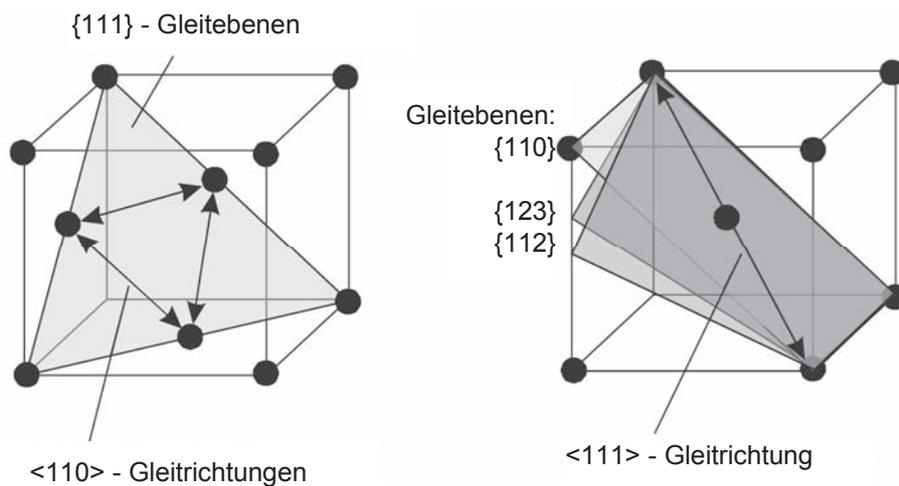


Abb. 2.10: Gleitsysteme für die kfz- und krz-Gitterstruktur (aus Krupp 2004)

In kfz-Werkstoffen – und insbesondere bei austenitischem Edelstahl – neigen Versetzungen dazu, sich während der plastischen Verformung in Teilversetzungen (auch bezeichnet als Partialversetzungen) aufzuspalten. Ein solches Aufspalten reduziert die zur Abgleitung benötigte Energie. Abb. 2.11 zeigt die Entstehung von zwei Shockley-Teilversetzungen. Sitzt ein Atom

auf der Position A, müsste das Atom bei einem Abgleitvorgang regulär auf Position C wechseln, was einer Bewegung von $(a/2)(\bar{1}10)$ entspricht. Energetisch vorteilhafter ist jedoch eine Bewegung von Position A in Position B und dann erst in Position C (entspricht $(a/6)(\bar{1}2\bar{1}) + (a/6)(\bar{2}11)$), was sich auch leicht daran verdeutlichen lässt, dass die Höhe, die das Atom A so überwinden muss, wesentlich geringer ist. Die beiden Teilversetzungen stoßen sich aufgrund ihrer elastischen Wechselwirkung ab und so entsteht der in Abb. 2.11 erkennbare Stapelfehler, dessen Aufspaltungsweite d_A umgekehrt proportional zur Stapelfehlerenergie γ_{SF} ist (Christ 1991):

$$d_A = \frac{Gb^2}{4\pi\gamma_{SF}} \quad (2.19)$$

Aufgrund der geringen Stapelfehlerenergie in austenitischem und insbesondere in metastabilem austenitischem Edelstahl ist somit die Aufspaltungsweite der Stapelfehler hoch. Wollen Schraubenversetzungen ihre Gleitebene verlassen (Quergleiten) oder andere Versetzungen schneiden, ist das aus geometrischen Gründen im aufgespaltenen Zustand nicht möglich. Die beiden Teilversetzungen müssen erst wieder zusammengeführt und der Stapelfehler so eliminiert werden. Da diese Rekombination der Versetzungen in Materialien mit niedriger Stapelfehlerenergie und damit hoher Aufspaltungsweite einen großen zusätzlichen Energieaufwand bedeutet, finden in solchen Materialien bevorzugt Versetzungsbewegungen ohne Quergleiten statt. So wird verständlich, dass es in austenitischem Edelstahl über einen weiten Bereich der Fließspannung zur Bildung planarer Versetzungsanordnungen und insbesondere zur Bildung von Stapelfehlern, ϵ -Martensit und Verformungszwillingen kommt (vgl. bspw. Lee et al. 2001 und Abschnitt 2.2.2). Weiterhin erklärt sich auch der enge Zusammenhang zwischen dem Widerstand gegen plastische Verformung und der Stapelfehlerenergie bei kubisch-flächenzentrierten Werkstoffen. Bei kubisch-raumzentrierten Werkstoffen ist die Stapelfehlerenergie hingegen so hoch, dass es kaum zur Versetzungsaufspaltung kommt (Bürgel 2005).

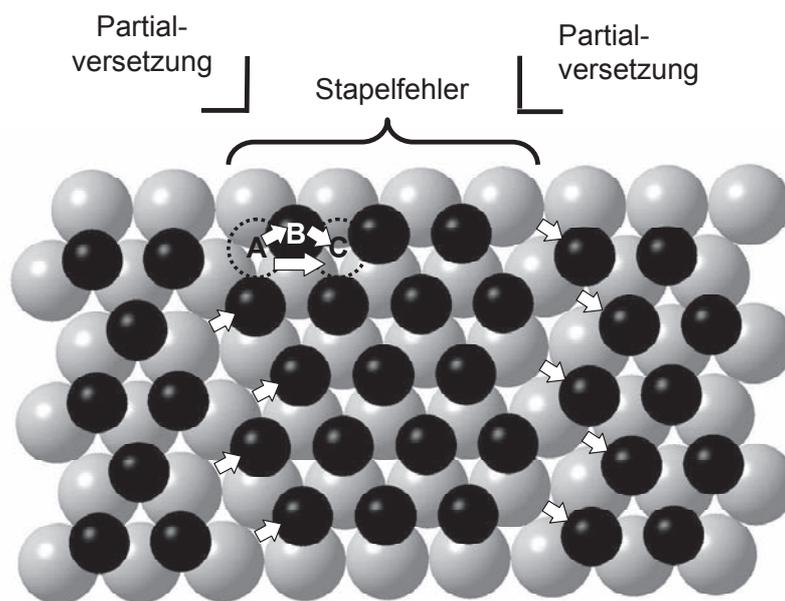


Abb. 2.11: Aufspaltung einer Versetzung in zwei (Shockley-)Teilversetzungen auf der (111)-Ebene eines kfz-Gitters

2.3.2 Einfluss der Martensitbildung auf die mechanischen Eigenschaften von austenitischem Edelstahl

Schon 1954 stellte Angel (1954) bei Zugversuchen an verschiedenen austenitischen Edelstählen einen unerwarteten Anstieg der Spannung fest, dessen Betrag sich proportional zum Martensitgehalt änderte. Als Grund für den Spannungsanstieg sieht er die höhere Festigkeit der Martensitphase und zeigt außerdem, dass die festigkeitssteigernde Wirkung des Martensits mit dem Kohlenstoffgehalt des Werkstoffs zunimmt. Der positive Effekt der $\gamma \rightarrow \alpha'$ Phasentransformation auf die mechanischen Eigenschaften von metastabilen Stählen wurde in den letzten Jahrzehnten von zahllosen Autoren untersucht und oft als TRIP-Effekt (TRAnsformation-Induced Plasticity) bezeichnet. Der Begriff TRIP fasst dabei die vielfältigen Effekte der α' -Martensitbildung auf die mechanischen Eigenschaften von martensitisch umwandelnden Stählen zusammen, welche sich vor allem durch die Erhöhung der Duktilität und der Fließspannung (vgl. bspw. Lichtenfeld et al. 2006) durch die höhere Festigkeit der Martensitphase sowie durch direkte Formänderungen (Scherung und Volumenänderung bei der martensitischen Umwandlung, vgl. Han et al. 2004) ergeben.

Abb. 2.12 zeigt den positiven Effekt der Martensitbildung während der Verformung auf die Zugfestigkeit für verschiedene Anfangsmartensitgehalte. Ohne TRIP-Effekt (leere Punkte) ist die Zugfestigkeit deutlich geringer als bei niedrigerer Temperatur mit TRIP-Effekt. Der positive Effekt nimmt mit zunehmendem Anfangsmartensitgehalt ab. Bei der Bruchdehnung ist der Effekt noch deutlicher: Der TRIP-Effekt verursacht einen deutlichen Duktilitätsgewinn. Die höhere Bruchdehnung bei Ausnutzung des TRIP-Effektes wird meist dadurch erklärt, dass eine lokale Martensitbildung an Orten hoher plastischer Verformung die Einschnürung verhindert, bzw. die Verformung im Bereich der Einschnürung erschwert, und so den Bruch verzögert (Huang et al 1989).

Die α' -Martensitbildung beeinflusst stark die Verfestigungsrate $d\sigma/d\varepsilon$ von austenitischem Edelstahl im Zugversuch. Diverse Autoren zeigen, dass metastabile austenitische Edelstähle erst ein Minimum in der Verfestigungsrate besitzen (vgl. Abb. 2.13) und anschließend ein Maximum durchlaufen (Spencer et al. 2004, Talonen et al. 2005, Lichtenfeld et al. 2006, De et al. 2006). Ähnlich wie schon De et al. (2006) teilt Talonen (2007) die Verfestigungsrate in vier Bereiche ein (vgl. Abb. 2.13).

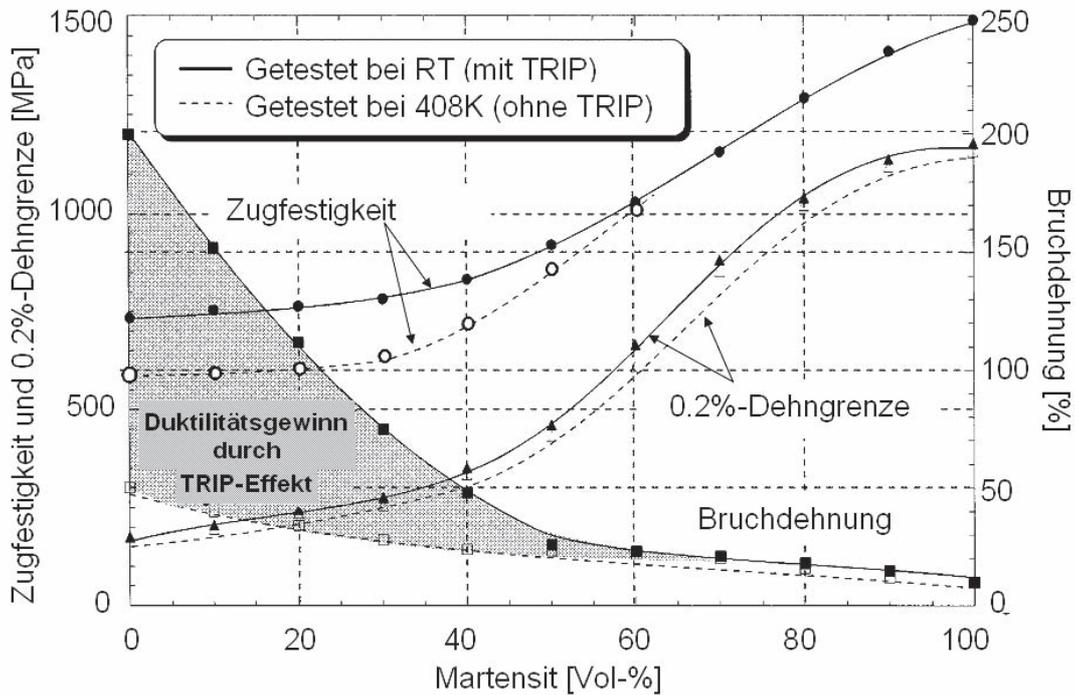


Abb. 2.12: Erhöhung der Bruchdehnung, Zugfestigkeit und 0,2 %-Dehngrenze durch die Martensitbildung während der Verformung (TRIP-Effekt) bei verschiedenen Anfangsmartensitgehalten für eine Fe-25Ni-0,4C Legierung (Tsuchida und Tomota 2000)

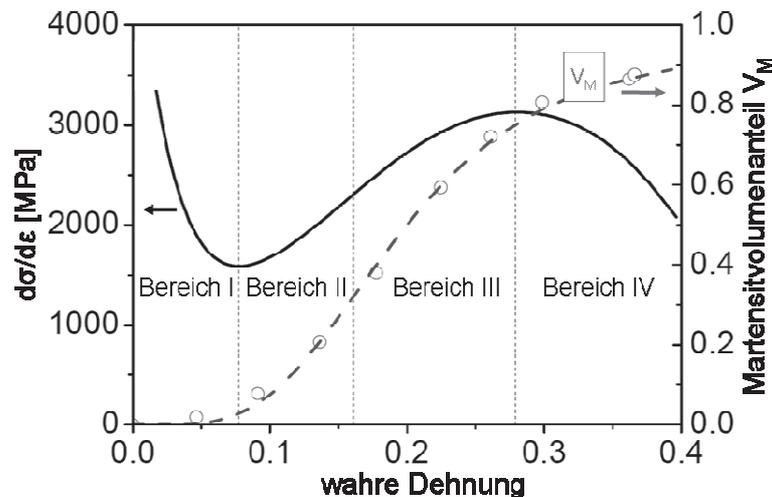


Abb. 2.13: Verfestigungsrate und Martensitgehalt eines metastabilen austenitischen Edelstahl (1.4318) nach Talonen (2007)

Der bei metastabilen Austeniten im Vergleich zu stabilen Austeniten stärkere Abfall der Verfestigungsrate im Bereich I wird in der Literatur verschiedenen Ursachen zugeordnet. De et al. (2006) sehen die Ursache in der bei niedrigen Dehnungen vermehrten Bildung von ε -Martensit und dem Beginn von Quergleitung. Warum die Bildung von ε -Martensit zu einem solch deutlichen Abfall der Verfestigungsrate führen sollte, bleibt allerdings ungeklärt, da grundsätzlich auch der ε -Martensit die Versetzungsbewegung durch die zusätzlichen Phasengrenzen im Austenit eher behindern als fördern sollte. Auch Datta et al. (2009) vermuten im ε -Martensit die Ursache für den Abfall der Verfestigungsrate im Bereich I. Sie gehen von einem ideal-plastischen Verhalten der ε -Martensitphase aus, das eine Verfestigung behindert.

Dagegen sehen Huang et al. (1989) und Fang und Dahl (1991) in einer Entfestigung durch den Beginn der Bildung von α' -Martensit die Ursache für das Minimum der Verfestigungsrate. Hier soll es, zusätzlich zur Verformung durch Versetzungsgleiten, zu einer Verformung durch die Martensitbildung (verursacht durch Scherbewegung und Volumenexpansion) kommen. Da die Bildung von ε -Martensit gerade bei kleinen Dehnungen der Bildung von α' -Martensit oft unmittelbar vorausgeht, kann der Einfluss von ε -Martensit und α' -Martensit nur schwer getrennt werden. Es ist durchaus denkbar, dass beide Phasen zum Abfall der Verfestigungsrate im Bereich I beitragen. Möglicherweise hat die Volumenänderung der α' -Martensitphase *dann* den größten Effekt, wenn die α' -Martensitembryos von der weniger festen ε -Martensitphase umgeben sind, weil die ε -Martensitphase die Expansion weniger behindert als die austenitische Phase.

Das für Stähle ungewöhnlich plötzliche Ansteigen der Verfestigungsrate im Bereich II wird klar der Bildung der festeren α' -Martensitphase zugeordnet (Spencer et al. 2004, Lichtenfeld et al. 2006) und tritt bei stabilen Austeniten nicht auf (Talonen et al. 2005). Auch in Abb. 2.13 ist zu erkennen, dass der Anstieg in der Verfestigungsrate mit einem starken Anstieg des α' -Martensitgehaltes einhergeht. Laut Huang et al. (1989) kommt der Anstieg in der Verfestigungsrate durch eine Verfeinerung des Austenit-Martensit Phasengemisches mit zunehmendem Martensitgehalt zustande. Talonen (2007) findet einen Grenzwert für den Beginn des Bereichs II bei einem Martensitgehalt von 5 Vol-%.

Der Beginn von Bereich III ist nach Talonen (2007) dadurch gekennzeichnet, dass die α' -Martensitphase beginnt, ein geschlossenes Netzwerk zu bilden, und somit als Matrixphase gesehen werden kann. Dieser Prozess beginnt bei Martensitgehalten oberhalb von 30 Vol-%.

Der Bereich IV ist geprägt von Prozessen der dynamischen Erholung in der Martensitphase und es kommt zum Abfall der Verfestigungsrate. Das Werkstoffverhalten entspricht hier weitgehend dem von reinem Martensit.

2.3.3 Modellierung des Verformungsverhaltens metastabiler austenitischer Stähle

Die einfachste Form zur analytischen Beschreibung des Verformungsverhaltens metastabiler Austenite sind Modifikationen der klassischen empirischen Beschreibungen des Zusammenhangs zwischen Spannung und Dehnung. Meist wird hier von einem additiven Zusammenhang zwischen dem Beitrag der Austenit- und der α' -Martensitphase ausgegangen. Der Einfluss der ε -Martensitphase auf die mechanischen Eigenschaften wird größtenteils vernachlässigt.

Hänsel (1998) beispielsweise benutzt den Ansatz nach Hockett-Sherby zur Beschreibung der Fließkurve des Phasengemischs. Es wird hier davon ausgegangen, dass die Festigkeit der Martensitphase der Festigkeit der Austenitphase zum Zeitpunkt der Umwandlung plus einem konstanten Festigkeitszuwachs $\Delta\sigma_{\gamma\rightarrow\alpha'}$ entspricht. Bei einer additiven Verknüpfung der Verfestigungsanteile ergibt sich:

$$\sigma_{ges} = \sigma_{\gamma} \cdot V_{\gamma} + \sigma_{\gamma} \cdot V_M + \Delta\sigma_{\gamma\rightarrow\alpha'} \cdot V_M \quad (2.20)$$

oder vereinfacht

$$\sigma_{ges} = \sigma_{\gamma} + \Delta\sigma_{\gamma \rightarrow \alpha'} \cdot V_M \quad (2.21)$$

Hierbei ist σ_{γ} die Fließspannung der γ -Phase, σ_{ges} ist die Fließspannung des Phasengemischs, und V_{γ} bzw. V_M sind die Volumenanteile der γ -Phase bzw. α' -Phase. Unter Verwendung des Verfestigungsgesetzes nach Hockett-Sherby ergibt sich aus Gl. 2.20 folgendes Verfestigungsgesetz:

$$\sigma_w^{ges} = ([B_{HS} - (B_{HS} - A_{HS}) \cdot \exp(-q_{HS} \varepsilon^{n_{HS}})] + \Delta\sigma_{\gamma \rightarrow \alpha'} \cdot V_M) \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m \quad (2.22)$$

A_{HS} , B_{HS} , m , n_{HS} , q_{HS} und $\Delta\sigma_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ sind Modellkonstanten und müssen an Versuchsdaten angepasst werden.

Tomita und Iwamoto (1995) berechnen die Fließspannung getrennt für beide Phasen durch die Gleichungen

$$\sigma_{\gamma} = C_4^{\gamma} (\exp(-C_5^{\gamma} T + C_1^{\gamma} [1 - \exp(-C_2^{\gamma} \varepsilon_{\gamma})]^{C_3^{\gamma}}) \quad (2.23)$$

und

$$\sigma_{\alpha} = C_4^{\alpha} (\exp(-C_5^{\alpha} T + C_1^{\alpha} [1 - \exp(-C_2^{\alpha} \varepsilon_{\alpha})]^{C_3^{\alpha}}) \quad (2.24)$$

mit den zehn Modellkonstanten $C_{i=1...5}^{\gamma, \alpha}$ und der Temperatur T . Diese Gleichungen werden schließlich über ein Energiekriterium nichtlinear gekoppelt, um die Spannung des Phasengemischs zu berechnen. Nachteilig ist hierbei die hohe Anzahl an Modellkonstanten (10), die ohne jede physikalische Bedeutung sind und an Versuchsdaten angepasst werden müssen. Ähnliche Ansätze finden sich bspw. auch in Onyuna et al. (2004) oder Sangal et al. (1985).

Andere Ansätze berechnen das mechanische Verhalten von metastabilem austenitischem Edelstahl anhand mikrostruktureller Änderungen während der Umformung (z.B. Änderungen der Versetzungsdichte, Korngröße o.ä.). Die Basis dieser Modelle ist die klassische Beziehung zwischen Versetzungsdichte und Fließspannung in der Form

$$\sigma_{\gamma} = \sigma_{\gamma 0} + \alpha_{MK} M G b \sqrt{\rho} \quad (2.25)$$

mit der Reibspannung im Austenit $\sigma_{\gamma 0}$, dem Taylorfaktor M , dem Schubmodul G , dem Betrag des Burgersvektors b , der Versetzungsdichte ρ und der Materialkonstante α_{KM} (ca. 0,4 für austenitischen Edelstahl nach Bouquerel et al. (2006)).

Die Änderung der Versetzungsdichte durch plastische Verformung $d\rho/d\varepsilon$ kann nach Mecking und Kocks (1981) aus dem Zusammenspiel von Versetzungsakkumulation und Versetzungsannihilation (durch dynamische Erholung) bestimmt werden. Es ergibt sich:

$$\frac{d\rho}{Md\varepsilon} = \frac{1}{b\Lambda} - f\rho, \quad (2.26)$$

mit der mittleren freien Versetzungsweite Λ und der Konstante f , die die Neigung zur Versetzungsannihilation beschreibt.

Perlade et al. (2003) benutzen die Modellvorstellung von Mecking und Kocks und nehmen zudem an, dass die mittlere freie Versetzungsweite Λ durch den Abstand der Martensitplatten begrenzt wird (Abb. 2.14).

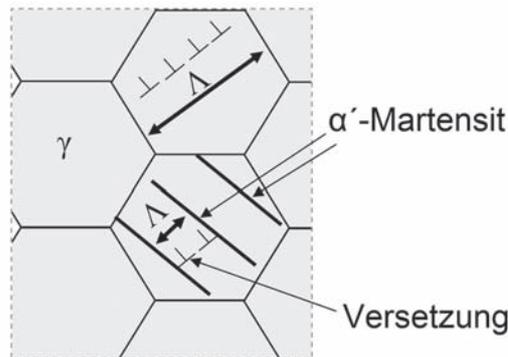


Abb. 2.14: Begrenzung der mittleren freien Versetzungsweite Λ durch die Bildung von Martensit im Modell nach Perlade et al (2003). Nicht dargestellt ist die Verkürzung von Λ durch andere Versetzungen.

Bei mehreren Hindernissen (Korngrenzen, Martensitnadeln, Versetzungen) der Versetzungsbewegung gilt laut Perlade et al. (in Anlehnung an Estrin und Mecking 1984):

$$\frac{1}{\Lambda} = \sum_i \frac{1}{\Lambda_i} \quad \text{und damit} \quad \frac{1}{\Lambda} = \frac{1}{d_\gamma} + \frac{1}{\bar{\lambda}} + k\sqrt{\rho}, \quad (2.27)+(2.28)$$

mit dem mittleren Martensitplattenabstand $\bar{\lambda}$, der Austenitkorngröße d_γ und der Konstante k zur Beschreibung der Hinderniswirkung der Versetzungen. Der mittlere Martensitplattenabstand $\bar{\lambda}$ verändert sich in Abhängigkeit vom Martensitgehalt. Perlade et al. schlagen die Verwendung der folgenden, empirisch ermittelten Beziehung zur Berechnung von $\bar{\lambda}$ vor:

$$\bar{\lambda} = 2c \frac{1 - V_M}{V_M}. \quad (2.29)$$

Hier ist c die mittlere Martensitplattenbreite.

Die Parameter f (Gl. 2.26) und k (Gl. 2.28) sind unbekannt und müssen an Versuchsdaten angepasst werden.

Einen ähnlichen Ansatz, ebenfalls basierend auf der Modellvorstellung von Mecking und Kocks, wählen Bouquerel et al. (2006) und nehmen dabei die Korngröße d_γ in Gl. 2.28 als abhängig vom Martensitgehalt V_M an. Der Term für den mittleren Martensitplattenabstand $\bar{\lambda}$ entfällt. Es ergibt sich

$$\frac{d\rho}{Md\varepsilon} = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{d_\gamma \sqrt[3]{1-V_M}} + k\sqrt{\rho} \right) - f\rho \quad (2.30)$$

Die Verfestigung σ_α der Martensitphase wird berechnet anhand der Gleichung

$$\sigma_\alpha - \sigma_{\alpha 0} = \Delta\sigma_\alpha = \alpha_{MK} GM \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-Mf_\alpha \varepsilon)}{f_\alpha L_M}}, \quad (2.31)$$

mit der Streckgrenze der Martensitphase $\sigma_{\alpha 0}$ der Martensitplattenbreite L_M und der Konstante f_α .

Um die makroskopische Fließspannung des Phasengemisches zu berechnen, benutzen Bouquerel et al. (2006) einen Potenzansatz der Form

$$\sigma_{ges} = \sigma_\gamma (1 - (V_M)^{n_B}) + \sigma_\alpha (V_M)^{n_B} \quad (2.32)$$

als Mischungsregel. Der Exponent n_B muss genau wie die Parameter f , k und f_α an Versuchdaten angepasst werden.

Die beiden letztgeschilderten Ansätze (Bouquerel 2006 et al. und Perlade et al. 2003) erlauben eine mikrostrukturbasierte Vorhersage mechanischer Eigenschaft bei einer geringen Anzahl an Modellkonstanten (im Vergleich mit den erstgenannten rein empirischen Modellen) und geringem Rechenaufwand, was sie für eine Online-Regelung zweckmäßig erscheinen lässt. Die Eignung der geschilderten Modelle wird im Ergebnisteil dieser Arbeit näher betrachtet.

2.4 Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe

2.4.1 Grundlagen der Materialermüdung

Zyklisches Verformungsverhalten

Der Begriff Materialermüdung (engl. ‚fatigue‘) beschreibt die Schädigung und das Versagen von Werkstoffen unter zyklischen Lasten. In Suresh (1998) kann folgende ursprünglich von der International Organization of Standardization vorgeschlagene Definition gefunden werden:

Fatigue „applies to all changes in properties which can occur in a metallic material due to repeated application of stresses or strains, although usually this term applies specially to those changes which lead to cracking or failure.“

In diesem Abschnitt sollen grundlegende analytische und experimentelle Ansätze zur Beschreibung der Zusammenhänge zwischen zyklischem Verformungsverhalten, Schädigung und Lebensdauer von Metallen geschildert werden, soweit sie für das Verständnis dieser Arbeit relevant sind.

Ursache der Materialermüdung ist der plastische Verformungsanteil der Gesamtverformung. Das Manson-Coffin-Gesetz (Manson 1953, Coffin 1954) postulierte erstmals den direkten Zusammenhang zwischen Lebensdauer N_B und plastischer Dehnungsamplitude $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ eines Werkstoffs unter zyklischer Last:

$$(N_B)^{C_M} \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = const. \quad (2.33)$$

Dieser Zusammenhang zwischen der plastischen Verformung in jedem Lastspiel und der Bruchlastspielzahl ist von unzähligen Arbeiten sowohl für den Low Cycle Fatigue Bereich (LCF-Bereich) als auch für den High Cycle Fatigue Bereich (HCF-Bereich) bestätigt worden (Christ 1991). Auch bei HCF-Untersuchungen von austenitischem Edelstahl von Nikitin und Besel (2008) konnte dieser Zusammenhang die Lebensdauer beschreiben. Von Low Cycle Fatigue spricht man bei Ermüdungsversuchen im Lastspielzahlbereich bis 10^4 Zyklen. Zwischen 10^4 und $2 \cdot 10^6$ Zyklen befindet sich der High Cycle Fatigue Bereich und oberhalb von $2 \cdot 10^6$ Zyklen der Very High Cycle Fatigue (VHCF) Bereich. Im VHCF-Bereich verliert Gl. 2.33 allerdings für viele Werkstoffe ihre Gültigkeit (vgl. Abschnitt 2.4.2).

Nachfolgend werden die wichtigsten Darstellungsweisen von Messdaten zur Beschreibung des zyklischen Verformungsverhaltens von Werkstoffen erläutert.

Die Spannungs-Dehnungs-Hysterese (σ - ε -Hysterese) (Abb. 2.15) ist für die experimentelle Beschreibung des Verformungsverhaltens innerhalb eines Lastzyklus und die Bestimmung der plastischen Dehnungsamplitude weit verbreitet. Dabei entspricht die Fläche unter der Hysterese der zur Verformung der Probe verbrauchten Arbeit und wird auch als Verlustenergiegedichte bezeichnet (Walther 2007).

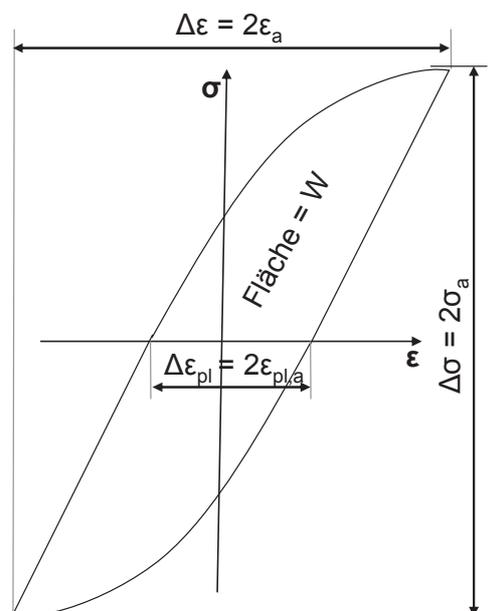


Abb. 2.15: Spannungs-Dehnungs-Hysterese

Um die Veränderungen der σ - ε -Hysterese und damit die Veränderung des Verformungsverhaltens über der Lastspielzahl übersichtlich beschreiben zu können, werden in Ermü-

dungsversuchen oft regelmäßig Hystersekurven ausgewertet und die Spannungs- und/oder Dehnungsamplituden aufgezeichnet. Die so ermittelten Amplitudenwerte werden in sogenannten ‚Wechselverformungskurven‘ über der Lastspielzahl aufgetragen benutzt. Bei lastgeregelten Versuchen wird meist die Dehnungsamplitude oder die plastische Dehnungsamplitude über der logarithmierten Lastspielzahl dargestellt (Abb. 2.16), bei dehnungsgeregelten Versuchen dagegen wird die Spannungsamplitude auf der Ordinate verwendet.



Abb. 2.16: Wechselverformungskurve eines lastgeregelten Versuchs

Im Fall einer lastgeregelten Versuchsführung spricht man bei einem Versuchsabschnitt mit sinkender (plastischer) Dehnungsamplitude von ‚zyklische Verfestigung‘ und bei einem Versuchsabschnitt mit steigender (plastischer) Dehnungsamplitude von ‚zyklischer Entfestigung‘ (vgl. Abb. 2.16).

Schädigungsentwicklung

In den meisten Fällen kann der Ablauf einer Ermüdungsschädigung in die Phasen nach Abb. 2.17 unterteilt werden.

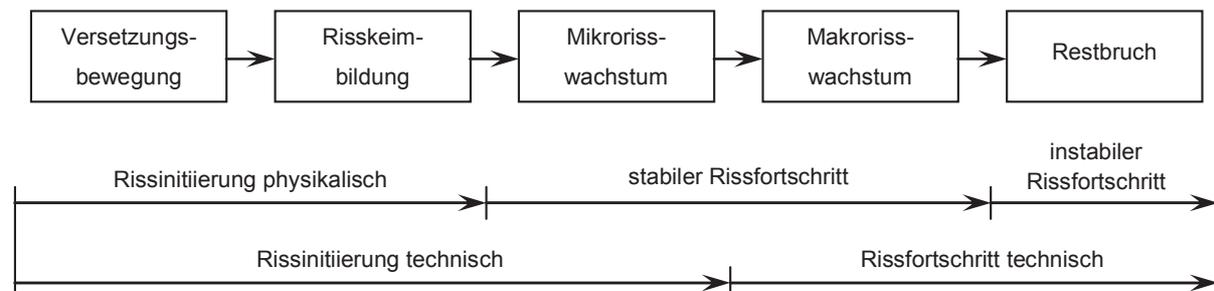


Abb. 2.17: Phasen der Materialermüdung nach Radaj (2003)

Erst führen mikrostrukturelle Schädigungen (Versetzungsbewegungen) zur Bildung eines Risskeims. Entwickelt sich der Risskeim zu einem Mikroriss, endet physikalisch gesehen die Phase der Rissinitiiierung und es kommt zum (Mikro-)Rissfortschritt (Stadium I-Risswachstum). Technisch gesehen beginnt der Rissfortschritt aber erst dann, wenn Mikrorisse zu einem Makroriss zusammenwachsen (Stadium II-Risswachstum), der dann auch im Bauteil detektierbar ist. Der Makroriss wächst mit zunehmender Lastspielzahl bis es zum instabilen Rissfortschritt kommt, der in einem Restbruch endet. Im Folgenden werden nur die Aspekte der Materialermüdung beschrieben, die für ein Verständnis und die richtige Interpretation des Ergebnisteils dieser Arbeit wichtig sind. Für eine umfassendere Behandlung der Materialermüdung sei auf Suresh (1998) verwiesen.

Da für den HCF- und VHCF-Bereich die Rissinitiierungsphase einen sehr großen Teil der Lebensdauer ausmacht, ist sie für die Thematik dieser Arbeit von großer Bedeutung und soll nun näher betrachtet werden. Die Rissinitiierung erfolgt als Folge lokaler irreversibler Versetzungsbewegungen (d.h. plastischer Verformung), für die verschiedene mikrostrukturelle Ursachen gegeben sein können. Es kann unterschieden werden in

1. Rissinitiierung an geometrischen Kerben (konstruktions- oder fertigungsbedingt) an denen es zu einer Spannungsüberhöhung kommt.
2. Rissinitiierung an im Werkstoff vorhandenen Kerben (z.B. Poren, Einschlüsse) an denen es zu einer Spannungsüberhöhung kommt.
3. Rissinitiierung infolge von Verformungslokalisierung in Gleitbändern.

Der erstgenannte Grund für die Rissinitiierung ist nur bedingt Teil einer werkstofftechnischen Betrachtungsweise und ist daher wenig relevant für diese Arbeit. Die unter 2. genannte Ursache der Rissinitiierung kann gerade im Bereich der Very High Cycle Fatigue (VHCF) von großer Bedeutung sein und wird in den Abschnitten 2.4.2 und 2.4.4 näher betrachtet. Die Rissinitiierung infolge einer Verformungslokalisierung in Gleitbändern ist für die Materialermüdung bei glatten Oberflächen allgemein von großer Bedeutung und soll nun näher erläutert werden.

Bei polykristallinen Metallen kommt es während der Ermüdung zuerst in solchen Körnern zur plastischen Verformung, deren Gleitebenen eine günstige Orientierung bezüglich der äußeren Last aufweisen. Insbesondere im VHCF-Bereich kann plastische Verformung in sehr vereinzelt auftretenden Körnern auftreten und ist damit global praktisch nicht zu erfassen. Solche Körner besitzen meist einen hohen Schmidfaktor, d.h. in diesen Körnern wirkt eine höhere Schubspannung auf der Gleitebene in Gleitrichtung als in anderen Körnern. Die hohen Schubspannungen führen zur Aktivierung von Versetzungsbewegungen.

Gerade in Körnern an der Oberfläche ist die plastische Verformung groß, da hier die Dehnung senkrecht zur Oberfläche nicht behindert wird. Versetzungen bewegen sich auf einem günstig orientierten Gleitsystem und treten aus der Oberfläche aus. Wird nun die Last umgekehrt, werden sich die Versetzungen nicht auf der gleichen Gleitebene zurückbewegen, wenn dort während der Verformung neue Versetzungen entstanden sind und zur Verfestigung geführt haben. Außerdem kann es zur Adsorption von Sauerstoff aus der Umgebungsluft an der ausgetretenen Gleitstufe kommen, die das Materialvolumen vergrößert und die Bewegung der Versetzungen erschwert (Suresh 1998). Dann ist es energetisch günstiger, eine andere benachbarte Gleitebene zu aktivieren, auf der sich Versetzungen leichter bewegen können. So bleibt eine Gleitstufe stehen, deren Breite dem Abstand der benachbarten Gleitebenen entspricht. Viele dieser Gleitstufen bilden dann die an der Oberfläche mikroskopisch sichtbaren Gleitspuren, die aus In- und Extrusionen bestehen. In Abb. 2.18a ist dargestellt, wie sich bei einem austenitischen Edelstahl eine Extrusion durch Abgleitung in einem Gleitband gebildet hat. Die Rauigkeit der Oberfläche nimmt zu, was wiederum zu Spannungsüberhöhungen durch Kerbwirkung und letztlich zur Rissinitiierung führt (s. Abb. 2.18b). Bei Abwesenheit anderer Spannungskonzentratoren (s.o.) findet die Rissinitiierung daher an der Oberfläche statt (Klesnil et al. 1993).

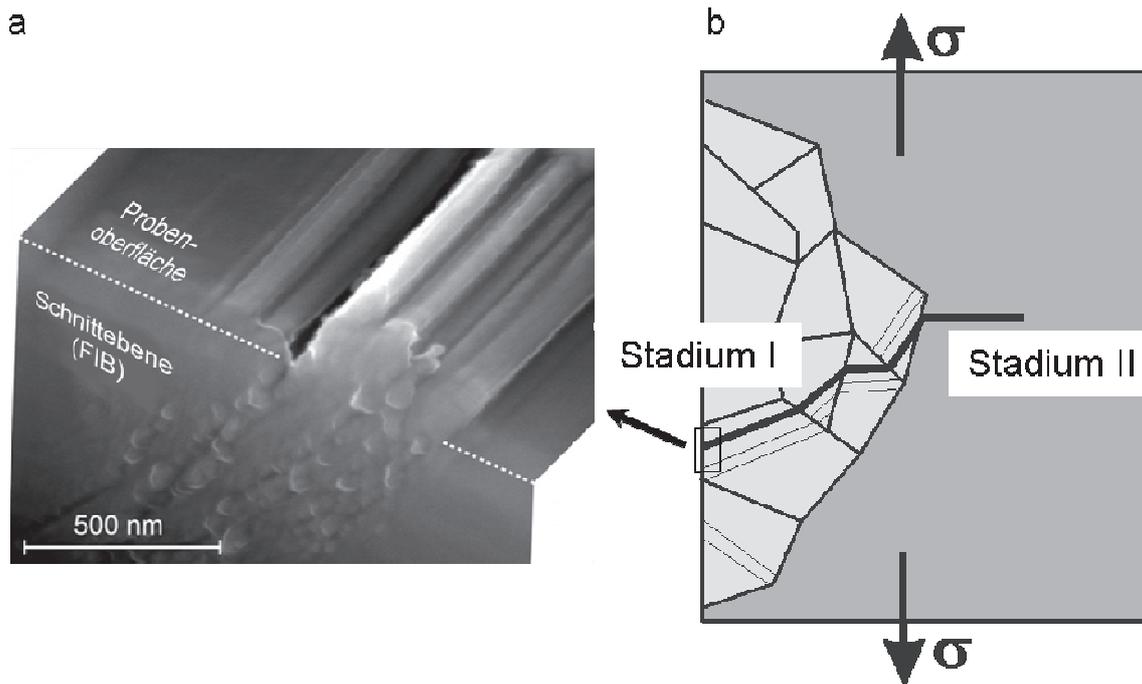


Abb. 2.18: Rissbildung und -wachstum, a) Aufrauung der Oberfläche durch plastische Verformung innerhalb eines Gleitbandes an einer mittels FIB aufgeschnittenen austenitischen Edelstahlprobe (AISI316L, $\Delta\epsilon_{pl}/2 = 1 \cdot 10^{-3}$), aus Man et al. (2009) b) Stadium-I und II-Risswachstum nach Rissinitiierung an einem Gleitband, aus Krupp und auf dem Brinke (2009)

In vielen Metallen und Legierungen kommt es zur Lokalisierung der Schädigung in Persistenten Gleitbändern (PGB). Innerhalb der PGB sind die Versetzungen in einer typischen Leiterstruktur angeordnet, wobei die Sprossen dieser Leiter aus dicht nebeneinanderliegenden Stufenversetzungen bestehen und die Räume zwischen den Sprossen nahezu versetzungsfrei sind (Christ 1991). Die Bildung von PGB kann gerade im VHCF-Bereich die Lebensdauer entscheidend bestimmen (vgl. Abschnitt 2.4.2). Auch in austenitischen Edelstählen konnten solche Strukturen schon gefunden werden (Kaneko et al. 2005), wengleich dies aber in Anbetracht der Fülle an TEM-Untersuchungen aus der Literatur, die solche Gleitbänder nicht fanden, die Ausnahme zu sein scheint. Bei Gleitbändern in austenitischen Stählen ist dagegen die Überlagerung von Stapelfehlern typisch (Weidner et al. 2010b).

Nicht nur die Orientierung oberflächennaher Körner, sondern bspw. auch elastische Anisotropie kann zu lokaler Spannungsüberhöhung und Bildung von Gleitbändern und Rissinitiierung führen (Roth et al. 2010). Elastische Anisotropie bezeichnet die Richtungsabhängigkeit des elastischen Verhaltens verschieden orientierter Körner, verursacht durch die Richtungsabhängigkeit der elastischen Konstanten. Bei gleicher Verformung verschiedener Körner kommt es so zu Spannungsüberhöhungen an Korngrenzen und möglicherweise auch zu Versetzungsaktivität in solchen Körnern, die eine hohe Steifigkeit in Verformungsrichtung besitzen.

Nach der Rissinitiierung wächst ein Mikroriss schubspannungskontrolliert auf günstig orientierten Gleitsystemen, die meist in einem Winkel von ca. 45° zur Richtung der äußeren Last liegen, da hier die Schubspannung maximal ist (Stadium-I-Risswachstum). Da in jedem Korn ein anders orientiertes Gleitsystem optimal sein kann, kommt es zu einem Wechsel der Riss-

wachstumsrichtung an Korngrenzen (Abb. 2.18b) im Stadium I. Bis zu welcher Länge ein Riss noch als Mikroriss (oder auch kurzer Riss) bezeichnet wird, ist je nach Definition unterschiedlich (vgl. Suresh 1998). Mikrorisse können dadurch definiert werden, dass ihre Länge im Bereich der charakteristischen Mikrostruktur (z.B. Korngröße) liegt, laut Düber (2007) ist der fünf- bis zehnfache Korndurchmesser eine gängige Obergrenze. Andererseits können Mikrorisse aus bruchmechanischer Sicht als solche Risse definiert werden, deren plastische Zone im Größenbereich der Risslänge liegt; aus physikalischer Sicht wiederum als Risse, die kleiner als 1 oder 2 mm sind. In dieser Arbeit wird die erstgenannte Definition verwendet.

Der Übergang vom Mikro- zum Makrorisswachstum (bzw. Stadium-II-Risswachstum) ist dadurch gekennzeichnet, dass der Riss senkrecht zur größten Normalspannung zu wachsen beginnt (Abb. 2.18b). Für die im Rahmen dieser Arbeit betrachtete Ermüdung bei hohen (HCF) und sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF) ist das Makrorisswachstum von geringer Bedeutung, weil es nur einen sehr kleinen Teil der Lebensdauer ausmacht. Diverse Autoren zeigten dagegen, dass im VHCF-Bereich 90 % der Lebensdauer durch die Rissinitiierung geprägt ist (Ranc et al. 2008, Mughrabi 2010).

Aus der ingenieurwissenschaftlicher Perspektive kann die Materialermüdung bei der Bauteilauslegung durch zwei verschiedene Auslegungsstrategien berücksichtigt werden. Beim Total-Life-Approach wird die Anzahl der Lastspiele abgeschätzt, die zu erwarten sind, wenn bei einer gegebenen Spannungs- oder Dehnungsamplitude die in Abb. 2.17 gezeigten Phasen komplett durchlaufen werden, ohne die Lastspiele den einzelnen Phasen zuzuordnen. Betrachtet wird lediglich die Anzahl der Lastspiele bis es zum Bruch kommt. Im Gegensatz dazu geht man beim Defect-Tolerant-Approach davon aus, dass immer Risse im Bauteil existieren und berechnet (daraufhin) mit bruchmechanischen Konzepten, wie viele Lastspiele notwendig sind, bis der Riss eine kritische Dimension erreicht, die zu instabilem Risswachstum führt. Bruchmechanische Konzepte können hier die linear-elastische Bruchmechanik, die elastisch-plastische Bruchmechanik oder auch mikrostrukturell basierte Konzepte sein.

Ist die Größe der plastischen Zone im Vergleich zur Risslänge klein, kann das Konzept der linear elastischen Bruchmechanik angewendet werden (Krupp und auf dem Brinke 2009). Der zentrale Kennwert der Bruchmechanik ist der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK , der die Intensität des elastischen Spannungsfeldes im Bereich der Rissspitze beschreibt. Die Spannungsintensität an der Rissspitze wächst proportional zur Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ und zur Wurzel der kritischen Risslänge \sqrt{a} :

$$\Delta K = Y \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi a} . \quad (2.34)$$

Der Geometriefaktor Y ist abhängig von der Riss- und Bauteilgeometrie. Oberhalb eines Schwellenwertes ΔK_{th} wächst ein Makroriss mit der Geschwindigkeit da/dN , wie es schematisch in Abb. 2.19 dargestellt ist. Paris et al. (1961) schlugen erstmals folgende analytische Beschreibung des bei doppeltlogarithmischer Auftragung entstehenden linearen Bereichs (Paris-Gerade) in Abb. 2.19 vor:

$$\frac{da}{dN} = C_p \cdot (\Delta K)^{m_p} . \quad (2.35)$$

Sind die werkstoffabhängigen Konstanten C_P und m_P bekannt, erlaubt diese Gleichung (auch bekannt als Paris-Gesetz) die Berechnung der Zyklenzahl bis zum Bruch.

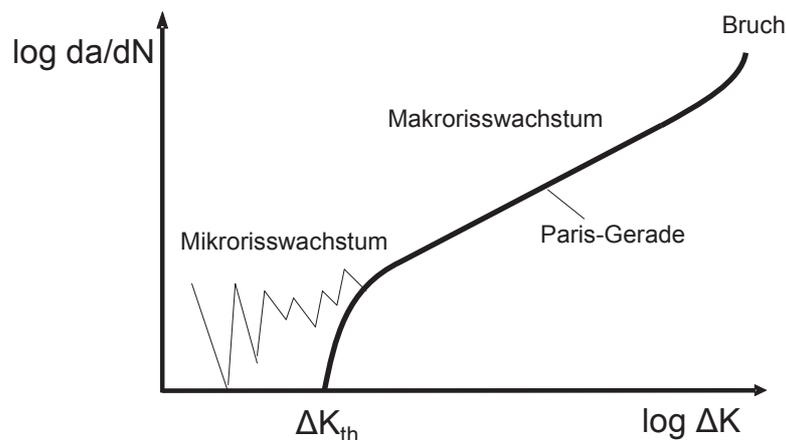


Abb. 2.19: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN und Spannungsintensitätsfaktor ΔK

Aus dem unstetigen Verlauf der Risswachstumsgeschwindigkeit für Mikrorisse in Abb. 2.19 wird deutlich, dass ΔK nicht die geeignete Größe zur Beschreibung des Mikrorisswachstums ist. Hierfür sind Rissausbreitungsmodelle notwendig, die den Einfluss mikrostruktureller Barrieren berücksichtigen (vgl. bspw. Düber 2007). Die elastisch-plastische Bruchmechanik kommt dann zur Anwendung, wenn die plastische Zone eines Risses im Vergleich zur Risslänge nicht als vernachlässigbar klein angenommen werden kann.

2.4.2 Ermüdungsverhalten im Übergang von hohen zu sehr hohen Lastspielzahlen

Zahlreiche Forschungsergebnisse der letzten Jahre zeigen, dass sich die für den VHCF-Bereich relevanten Schädigungsmechanismen oft deutlich von den für den HCF-Bereich relevanten Mechanismen unterscheiden. In diesem Abschnitt werden nun einige dieser Forschungsergebnisse zum zyklischen Verhalten metallischer Werkstoffe im Übergang vom HCF- zum VHCF-Bereich geschildert. Dabei liegt der Schwerpunkt der Betrachtung auf dem VHCF-Bereich. Hier wird der VHCF-Bereich definiert als der Bereich oberhalb der Lastspielzahl der klassischen Dauerfestigkeit ($N > 2 \cdot 10^6$).

Der klassische Begriff der ‚Dauerfestigkeit‘ beschreibt die Spannungsamplitude, bei der ein Werkstoff unendlich oft belastet werden kann, ohne zu versagen. Da neuere Forschungsergebnisse aber die Existenz eines solchen Schwellenwertes für viele Werkstoffe in Frage stellen (Mughrabi 2010), soll dieser Begriff hier vermieden werden. Stattdessen wird unterschieden zwischen der ‚HCF-Ermüdungsfestigkeit‘ $\sigma_{D,HCF}$ (Spannungsamplitude, unterhalb derer es bis $2 \cdot 10^6$ Zyklen nicht zum Versagen kommt) und der ‚VHCF-Ermüdungsfestigkeit‘ $\sigma_{D,VHCF}$ (Spannungsamplitude, unterhalb derer es bis 10^9 Zyklen nicht zum Versagen kommt). Somit wird der klassische Begriff der $2 \cdot 10^6$ -Dauerfestigkeit (bspw. bestimmt im Treppenstufenverfahren) in dieser Arbeit durch HCF-Ermüdungsfestigkeit ersetzt. Der Begriff der VHCF-Dauerfestigkeit wird dann benutzt, wenn tatsächlich auch für den VHCF-Bereich eine von der Lastspielzahl unabhängige Spannungsamplitude nicht zum Probenversagen führt, d.h. wenn

die Wöhlerkurve im VHCF-Bereich horizontal verläuft. Bei einer mit der Lastspielzahl abfallenden Wöhlerkurve wird dagegen der Begriff VHCF-Ermüdungsfestigkeit verwendet.

Für sehr viele metallische Werkstoffe entspricht die Spannungsamplitude der HCF-Ermüdungsfestigkeit einer plastischen Dehnungsamplitude im Bereich von 10^{-5} bis 10^{-4} in der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve (Klesnil und Lukás 1992). Für zyklische Lasten im VHCF-Bereich wird weithin angenommen, dass es nur sehr lokal in der Probe zu plastischer Verformung kommt (Berger et al. 2008) und eine globale plastische Dehnung kaum messbar ist. Mikrostrukturell kann die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit interpretiert werden als die Spannungsamplitude, bei der es zwar zur Rissinitiierung und zum Wachstum kurzer Risse kommen kann, der Riss aber stoppt, bevor er eine kritische Länge erreicht hat. Für die HCF-Ermüdungsfestigkeit liegt diese kritische Länge im Bereich der Größenordnung der Korngröße.

VHCF-Verhalten metallischer Werkstoffe

Mughrabi (2006, 2010) schlägt den weit verbreiteten Ansatz vor, das Ermüdungsverhalten im Übergang von HCF zu VHCF anhand von zwei Werkstofftypen zu unterscheiden (Typ I und Typ II), die sehr verschiedene dominante Schädigungsprozesse im VHCF-Bereich aufweisen:

- **Typ I: „Reine“, duktile, meist einphasige und kubisch flächenzentrierte Werkstoffe.** Im VHCF-Bereich kommt es zu einer lokalen Oberflächenaufrauung infolge irreversibler plastischer Verformungsprozesse in günstig orientierten Körnern.
- **Typ II: Defektbehaftete, hochfeste Werkstoffe, insbesondere hochfeste Stähle.** Die Rissinitiierung im VHCF-Bereich findet häufig im Werkstoffinneren an Einschlüssen statt.

Aktuelle Forschungsergebnisse zu den im VHCF-Bereich relevanten Schädigungsmechanismen werden nun anhand dieser beiden Werkstofftypen im Detail geschildert. Anschließend wird speziell auf Untersuchungsergebnisse bezüglich des HCF und VHCF-Verhaltens von austenitischem Edelstahl eingegangen. Dabei muss betont werden, dass hier die ursprüngliche Fokussierung von Mughrabi auf Oberflächenaufrauung durch oberflächennahe PGB-Bildung als dominantem Schädigungsmechanismus bei Typ I-Werkstoffen nicht übernommen wird. Bei vielen Eisenwerkstoffen oder bspw. auch Nickel- oder Aluminiumlegierungen konnte keine PGB-Bildung im VHCF-Bereich nachgewiesen werden (Zimmermann et al. 2010). In dieser Arbeit wird daher die Oberflächenaufrauung im Allgemeinen und nicht die Bildung von PGB im Speziellen als das wesentliche Charakteristikum des Schädigungsmechanismus von Typ I-Werkstoffen gesehen.

Das VHCF-Verhalten defektbehafteter Werkstoffe des Typs II ist in den letzten Jahren intensiv am Beispiel verschiedenster hochfester Stähle betrachtet worden (Sakai 2009, Bathias 2010, Hong et al. 2009, Berger et al. 2008). Diese Ergebnisse bestätigen oft den von Mughrabi (2006) vorgeschlagenen Verlauf der Wöhlerkurve für Typ II-Werkstoffe für den LCF-, HCF- und VHCF-Bereich in Abb. 2.20. Im LCF-Bereich (Bereich I) kommt es bei hohen plastischen Dehnungsamplituden zur Rissinitiierung an der Oberfläche. Im HCF Bereich nimmt die Schädigung (Aufrauung) an der Oberfläche durch kleinere plastische Dehnungs-

amplituden ab, es kommt aber trotzdem meist zur Rissinitiierung an der Oberfläche. Die Horizontale im Bereich II kennzeichnet die klassische HCF-Ermüdungsfestigkeit, unterhalb der kein Versagen im HCF-Bereich auftritt. Im Bereich III wird die Schädigung an der Oberfläche vernachlässigbar klein und es kommt zur Rissinitiierung an Spannungsüberhöhungen im Probeninneren, oft verursacht durch Einschlüsse.

Der durch Rissinitiierung an Einschlüssen verursachte Kurvenverlauf im Bereich II, III und IV in Abb. 2.20 ist nur ein möglicher Kurvenverlauf, der in der Literatur meist bei Umlaufbiegeversuchen auftritt (Sakai 2009, Mughrabi 2010), da hierbei nur ein kleines Werkstoffvolumen beansprucht wird und die lokale Spannung am kritischen Einschluss deutlich geringer als die maximale Spannungsamplitude sein kann. Furuya (2008) kann eine geringere VHCF-Ermüdungsfestigkeit durch steigende Prüfvolumen nachweisen. Bei Zug/Druck-Versuchen ist dagegen oft eine sowohl im HCF-Bereich, wie auch im VHCF-Bereich kontinuierlich mit der Lastspielzahl abfallende Ermüdungsfestigkeit zu beobachten (gestrichelte Linie in Abb. 2.20). Hier führt ein größeres beanspruchtes Probenvolumen zu einer höheren Wahrscheinlichkeit, dass an großen Einschlüssen Risse initiiert werden können (Sakai 2009, Murakami et al. 2002). In Einzelfällen sind aber auch bei Zug-/Druck-Versuch die Bereiche II und IV zu finden (Furuya und Matsuoka 2002). Außer der Art der Beanspruchung (Biegung, Zug/Druck) ist hier wohl auch die Einschlussgröße für den Verlauf der Wöhlerkurve ausschlaggebend, da Bereich III mit zunehmender Einschlussgröße absinkt (Berger et al. 2008, Mughrabi 2010).

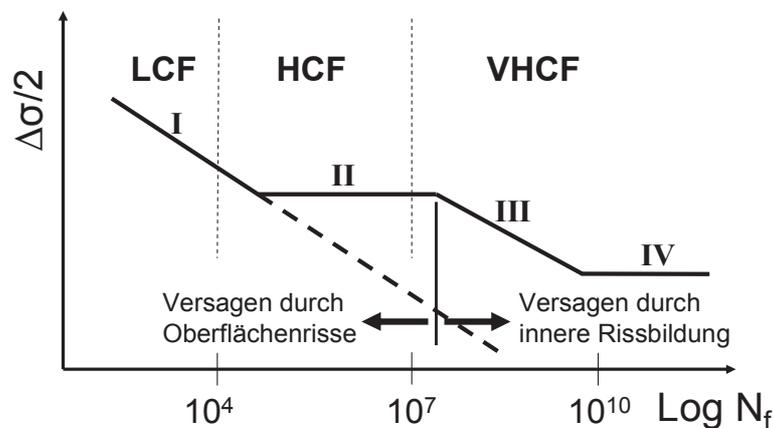


Abb. 2.20: Schematische Wöhlerkurve für Typ II-Werkstoffe mit einer Unterteilung der Wöhlerkurve in die Bereiche I (LCF), II (HCF), III (HCF-VHCF) und IV (VHCF) (nach Mughrabi 2006)

Die Rissinitiierung an der Grenzfläche zwischen Einschluss/Matrix und anschließende ringförmige Rissausbreitung führt zu einem typischen Bruchbild („fisheye fracture“), das in Abb. 2.21 dargestellt ist (vgl. u.a. Bathias 2010, Hong et al. 2009). Murakami et al. (2002) zeigt, dass die Rissinitiierung an Einschlüssen stark durch den Gehalt von Wasserstoff in den Einschlüssen beeinflusst wird. Während einer Wärmebehandlung können Einschlüsse große Mengen Wasserstoff absorbieren. Der Wasserstoff in der Umgebung der Einschlüsse unterstützt die Rissinitiierung und führt zu einer sehr langsamen Rissausbreitung bei geringen Spannungsamplituden, die zu einem typischen, lichtmikroskopisch betrachtet dunklen Bereich im Einschluss führt. Murakami et al. (2002) bezeichnet diesen Bereich als Optically Dark Area (ODA). Der Bereich besitzt ein fein aufgerautes, granulares Aussehen (Abb. 2.22),

weswegen andere Autoren die Bezeichnung Fine Granular Area (FGA, Sakai 2009) oder auch Granular Bright Facet (GBF, Shiozawa et al. 2006) verwenden. Im Folgenden wird der Begriff FGA verwendet. Laut Murakami führt ein hoher Wasserstoffgehalt somit zu einer geringeren VHCF-Lebensdauer. Entscheidend ist dabei nicht der globale Wasserstoffgehalt der Probe, sondern der lokale Gehalt am Einschluss, den Murakami et al. (2002) mittels Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS) bestimmt. Des Weiteren steigt mit zunehmender Bruchlastspielzahl die Größe der FGA an.

Eine andere Möglichkeit zur Erklärung der FGAs geht auf Sakai (2009) zurück. Er erklärt die Entstehung durch die extensive Subkornbildung (Polygonisation) in einer runden, ca. 400 nm dicken Schicht, die sich senkrecht zur Lastrichtung um einen Einschluss bildet. In dieser Schicht kommt es zu lokalen Ablösungen an Subkorn Grenzen, die schließlich zusammenwachsen und zur Bildung der typischen granularen FGAs führen. Sakai (2009) kann an TEM-Proben, die mittels Focused-Ion-Beam-Technologie dem FGA-Bereich entnommen wurden, die Existenz einer dünnen Subkornschicht aufzeigen. Nach Meinung des Autors könnten die von Sakai (2009) im TEM als Subkörner interpretierten Bereiche aber ebenfalls als Bereiche mit sehr hoher Versetzungsdichte interpretiert werden.

Chan (2010) sieht in Zugeigenspannungen in der Matrix um den Einschluss einen plausiblen Grund für die Rissinitiierung an Einschlüssen. Die Zugeigenspannungen könnten nach Chan aus verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Einschluss aus dem Herstellungsprozess resultieren. Gründe für die FGA-Bildung in diesem Zusammenhang gibt Chan (2010) aber nicht an.

Shiozawa et al. (2006) wiederum schlagen Dekohäsionen zwischen sehr kleinen Carbiden und der Matrix im Bereich der FGAs als Ursache für deren Entstehen vor. Diese Dekohäsionen vereinigen sich schließlich zu Mikrorissen.

Alle vorgeschlagenen Mechanismen erscheinen als sinnvolle Interpretationen unterschiedlicher mikrostruktureller Untersuchungen und mögen für verschiedene Werkstoffe oder Werkstoffzustände zutreffend sein. Es ist deshalb anzunehmen, dass verschiedene mikrostrukturelle Ursachen die Rissinitiierung und FGA-Bildung unterstützen können. Das typische Aussehen der FGA-Bruchfläche scheint aber nicht direkt durch mikrostrukturelle Eigenschaften wie die Höhe des Wasserstoffgehalts, die Existenz kleiner Karbide oder Polygonisation bedingt zu sein, sondern durch einen lastspielzahlabhängigen Rissfortschrittsmechanismus, der nur im VHCF-Bereich auftritt und auch ohne die Existenz von Einschlüssen auftreten kann (Yu et al. 2009). Möglichkeiten eines solchen Initiierungsursachen-übergreifenden Rissfortschrittsmechanismus werden im Ergebnisteil dieser Arbeit diskutiert.

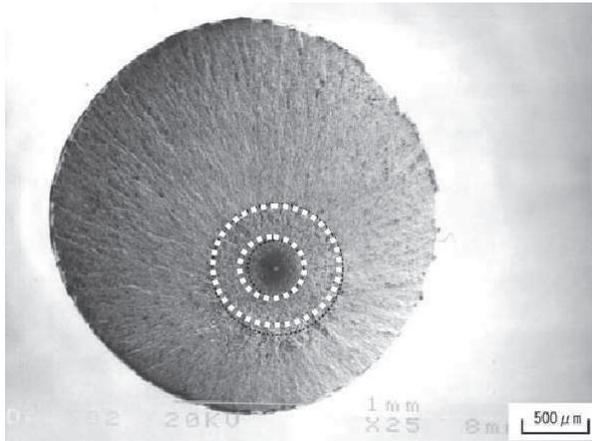


Abb. 2.21: Typisches Bruchbild nach Rissinitiierung an einem Einschluss (Fisheye) mit Kennzeichnung unterschiedlicher Bereiche (Sakai 2009)

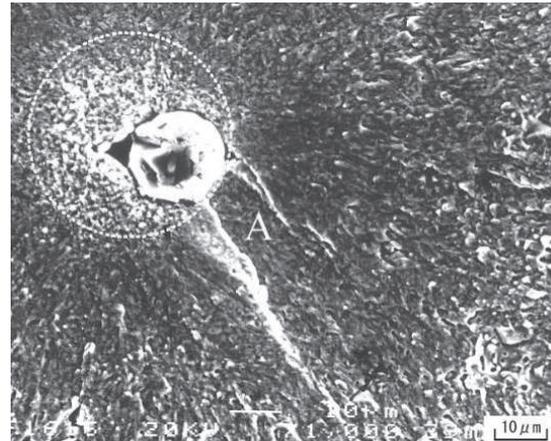


Abb. 2.22: Einschluss und Fine Granular Area (FGA) aus Abb. 2.21, FGA ist weiß umkreist (Sakai 2009)

Nicht nur Einschlüsse, auch andere mikrostrukturelle Ursachen für lokale Spannungsüberhöhungen können zur Rissinitiierung im Probeninneren führen. Bei Gußlegierungen und pulvermetallurgisch hergestellten Werkstoffen besitzen Poren für die VHCF-Rissinitiierung große Bedeutung (Chan 2010). Bei mehrphasigen Werkstoffen kann es z.B. zur Rissinitiierung in der weicheren Phase (Yu et al. 2009) oder an Phasengrenzen aufgrund von Dehnungsinkompatibilitäten zwischen den Phasen kommen (Chai 2006, Bathias et al. 2001).

Weiterhin gilt Folgendes für Typ II-Werkstoffe:

- Die Rissinitiierungsphase macht den größten Teil der Lebensdauer im VHCF-Bereich aus. Das konnten Ranc et al. (2008) kürzlich durch thermographische Messungen und den Vergleich mit einer thermischen Simulation für einen hochfesten Stahl nachweisen. Sie definieren die Rissinitiierungsphase bis zu einer Risslänge von 0,04 mm und zeigen, dass erst nach über 99,9% der Lebensdauer diese Risslänge erreicht wird.
- Große Einschlüsse führen zu geringeren Lebensdauern als kleine Einschlüsse (vgl. Abschnitt 2.4.4).
- Die Oberflächenqualität beeinflusst stark den Verlauf der Wöhlerkurve, den Rissinitiationsort und die Lebensdauer (Mughrabi 2010, Sakai 2009).
- Ob eine „echte“ VHCF-Dauerfestigkeit (d.h. der Bereich IV) in Abb. 2.20 wirklich existiert, lässt sich zum gegebenen Zeitpunkt aufgrund mangelnder Versuchsdaten in diesem Bereich ($N > 10^9$) nicht abschließend beantworten (Mughrabi 2010).

Teilweise sind bei Betrachtung der Bruchfläche keine eindeutigen Gründe für die Rissinitiierung auszumachen, wie bspw. beobachtet von Höppel et al. (2010) bei einer 6000er Aluminiumlegierung. Rissbildung im Probeninneren ohne eindeutig zu lokalisierende Ursache wird auch bezeichnet als ‚featureless crack initiation‘ oder ‚subsurface non-defect crack initiation‘. Abb. 2.23 zeigt eine solche Bruchfläche in einem martensitisch-ferritischen Stahl (Chai 2006).

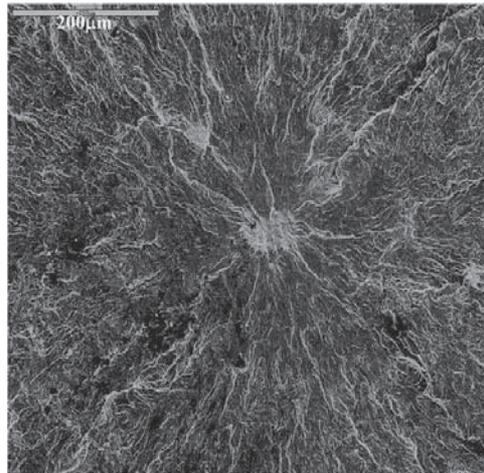


Abb. 2.23: Bruchfläche nach einer Rissinitiierung im Probeninneren ohne erkennbaren Defekt („subsurface non-defect crack initiation“) in einem martensitisch-ferritischen Stahl (Chai 2006)

In Abb. 2.24 ist ein schematisches Coffin-Manson-Diagramm für Typ I-Werkstoffe zu erkennen. Hierbei muss betont werden, dass sich die dargestellte Kurve nicht auf die Bruchlastspielzahl, sondern die Lastspielzahl bis zur Rissinitiierung bezieht. Der Bereich II markiert den Grenzwert für die Bildung von Gleitbändern und dadurch entstehende Gleitstufen an der Probenoberfläche. Die Oberflächenaufrauung kann durch PGB (z.B. bei Kupfer) oder aber durch Gleitbänder entstehen, die z. B. im Falle von austenitischen Edelstählen aus Stapelfehlern gebildet werden können (Weidner et al. 2010b). Die Aufrauung führt zu Mikrorissen an der Oberfläche. Zum Probenversagen kommt es im HCF-Bereich erst, wenn die Spannung größer oder gleich der HCF-Ermüdungsfestigkeit ist (gestrichelte Linie in Abb. 2.24). Die HCF-Ermüdungsfestigkeit ist die minimale Amplitude, bei der Mikrorisse mikrostrukturelle Barrieren überwinden können und schließlich Langrisswachstum stattfinden kann.

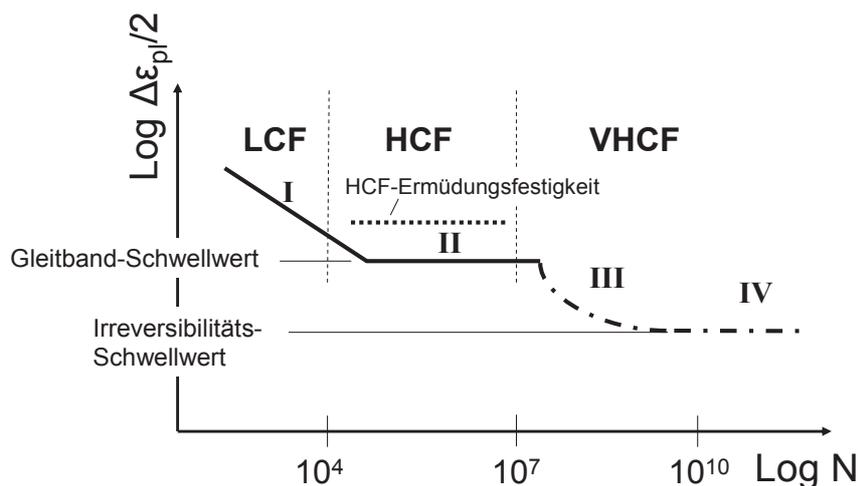


Abb. 2.24: Schematisches Coffin-Manson Diagramm für Typ I-Werkstoffe (nach Mughrabi 2010)

Durch sehr kleine, irreversible Versetzungsbewegungen im VHCF-Bereich (Bereich III in Abb. 2.24) kann es aber sehr lokal (z.B. in günstig orientierten Körnern oder an Oberflächenaufrauungen) zu Spannungsspitzen kommen, die die Bildung von Gleitbändern, PGB oder anderen lokalen starken Versetzungsbewegungen ermöglichen und schließlich zur

Mikrorissbildung und auch Probenversagen führen können. Der Bereich IV gibt einen Grenzwert an, unterhalb dem es zu keiner Bildung von Irreversibilitäten durch Versetzungsbewegungen mehr kommt und somit Probenversagen ausgeschlossen werden kann. Die Existenz eines solchen Bereiches der „echten“ VHCF-Dauerfestigkeit bleibt für die meisten Werkstoffe offen. Einige experimentelle Ergebnisse werden im Folgenden erläutert.

Grundlegende Mechanismen der Typ I-Werkstoffe im Bereich III und IV von Abb. 2.24 wurden ausführlich an Kupfer untersucht. Es wurde gezeigt, dass es im VHCF-Bereich auch bei sehr geringen Lastamplituden (unterhalb des konventionellen PGB-Schwellenwertes) in einzelnen Körnern zur Bildung von PGB kommen kann (Stanzl-Tschegg und Schönbauer 2010a), in denen sich die Dehnung lokalisiert. Diese Bereiche vermehren sich mit der Lastspielzahl. An jenen Stellen, an denen die PGB an der Oberfläche austreten, kann es zur Bildung von Ermüdungsrissen kommen (Mughrabi 2006). Weiterhin fanden Weidner et al. (2010a) auch unterhalb des Schwellenwertes der PGB-Bildung Zeichen lokaler plastischer Verformung anhand von Gleitlamellen begleitet von einer deutlichen Oberflächenaufrauung. Beide Mechanismen führten zur Bildung von Mikrorissen, die mittels FIB-Präparation sowohl an der Oberfläche wie auch im Werkstoffinneren nachgewiesen werden konnten. So zeigt sich, dass die Bildung von Gleitbändern, Gleitlamellen und PGB im VHCF-Bereich weit unterhalb der konventionellen (HCF-)Schwellenwerte stattfindet und zur Rissinitiierung führen kann. Der zur Ausbreitung langer Risse notwendige Schwellenwert kann aber deutlich höher liegen als der VHCF-Schwellenwert für Gleitbänder. Für Kupfer schätzen Stanzl-Tschegg und Schönbauer (2010a) die für die Langrissausbreitung notwendige Spannungsamplitude auf das Doppelte des VHCF-PGB-Schwellenwertes.

Aktuelle Forschungsprojekte zur VHCF-Thematik betrachten zunehmend komplexere Werkstoffzustände. Dazu gehören mehrphasige Werkstoffe (Chan 2010), Werkstoffe mit Härtegradienten (Burkart 2006), verschiedenen Ausscheidungszuständen (Zimmermann et al. 2009) oder auch Materialien der Mikrosystemtechnik (Sharpe und Bagdahn 2002). In allen Fällen zeigte sich, dass lokale Unterschiede in Werkstoffeigenschaften im VHCF-Bereich oft von entscheidender Bedeutung sind und ihnen daher für eine sichere Bauteilauslegung eine hohe Gewichtung beigemessen werden muss.

Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten zweiphasiger Werkstoffe im HCF und VHCF-Bereich kamen meist zu dem Ergebnis, dass plastische Verformung, und damit auch die Schädigung, hauptsächlich in der weicheren Phase stattfindet. Knobbe et al. (2009) und Polák et al. (2010) konnten für einen Duplex-Stahl anhand von Gleitspuren an der Oberfläche bzw. TEM-Analysen zeigen, dass sich im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit die Verformung auf die weichere Austenitphase konzentriert. Dabei führt eine starke Oberflächenaufrauung in der weicheren γ -Phase zur Bildung von Mikrorissen. Knobbe stellt aber eine Rissinitiierung hauptsächlich an Phasengrenzen aufgrund der Phaseninkompatibilitäts-Spannungen fest.

Yu et al. (2009) zeigen, dass in einem bainitisch/martensitischen Stahl die Bildung von sehr kleinen, global kaum messbaren Ferritinseln zu einem starken Absinken der VHCF-Wechselfestigkeit führt, weil die weichere Ferritphase bereits bei global niedrigen Beanspruchungsamplituden eine plastische Verformung erfährt und so als Rissinitiierungsort dient. So kommt

es zur Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche ohne die Einwirkung von Einschlüssen. Ähnliches wurde in der schon erwähnten Untersuchung von Chai (2006) für einen austenitisch-martensitischen Edelstahl berichtet, bei dem der Martensit nicht verformungsinduziert entstanden ist. Seinen Beobachtungen zufolge liegt die Ursache für eine Rissinitiierung in einer Dehnungslokalisierung (z.B. in Versetzungsbändern oder durch Versetzungsaufstau) in der weicheren Phase oder einer Rissinitiierung an Phasen- oder Korngrenzen. Durch diese Phänomene erklärt er die von ihm beobachtete Rissbildung unterhalb der Oberfläche ohne Einwirkung von Defekten. Es wird deutlich, dass die Wechselwirkung mehrerer Phasen für den Schädigungsmechanismus und die Lebensdauer im HCF- und VHCF-Bereich meist bestimmend ist.

Für die meisten der im VHCF-Bereich untersuchten Werkstoffe sind die globalen plastischen Dehnungsamplituden im VHCF-Bereich vernachlässigbar klein. Es sind nur wenige Werkstoffe untersucht worden, die auch bei sehr kleinen Amplituden ausgeprägte plastische Dehnungsanteile und damit verbundene Ver- und Entfestigungsvorgänge aufweisen. Aufgrund der Dehnratenabhängigkeit der plastischen Dehnungsamplitude sind in diesem Fall Frequenzeinflüsse zu erwarten. Dem Autor sind dazu bisher nur Untersuchungen von Papakyriacou et al. (2002) an Tantal und Stanzl-Tschegg et al. (2007) an Kupfer, keine Untersuchungen aber an Stahlwerkstoffen bekannt.

Es wird nun der Kenntnistand zum Ermüdungsverhalten stabiler und metastabiler CrNi-Stähle zunächst im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit und anschließend im VHCF-Bereich geschildert.

HCF-Verhalten metastabiler austenitischer Edelstähle

Es ist bekannt, dass sich bei austenitischem Edelstahl im HCF-Bereich während der Ermüdung eine starke Oberflächenaufrauung entwickelt, wie sie bspw. von Polák et al. (2003) anhand von AFM-Untersuchungen oder von Roth et al. (2010) in REM-Untersuchungen gezeigt wurde. Ebenfalls in austenitischem Edelstahl (Kaneko et al. 2005) und in Duplexstahl (Lo et al. 2009) konnte in HCF-Versuchen die Bildung persistenter Gleitbänder elektronenmikroskopisch nachgewiesen werden. Die Frage, ob PGB in austenitischem Edelstahl zur Rissinitiierung führen, bleibt aber bisher unbeantwortet.

Bei metastabilen Austeniten kommt es im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit zu einer sehr kurzen zyklischen Verfestigung ($\Delta\varepsilon_{pl}/2 \downarrow$ für einige Zyklen), dann zu einer zyklischen Entfestigung ($\Delta\varepsilon_{pl}/2 \uparrow$) und anschließend zu einer sekundären Verfestigung. Abb. 2.25 zeigt die Wechselverformungskurven für einen metastabilen austenitischen Edelstahl bei verschiedenen Spannungsamplituden. Gut erkennbar ist in der Abbildung, dass die Lastspielzahl, bei der die Entfestigung endet und die Verfestigung startet, von der Lastamplitude abhängig ist. Die primäre Verfestigung ist in Abb. 2.25 nicht zu erkennen, weil die ersten beiden Zyklen nicht eingezeichnet sind.

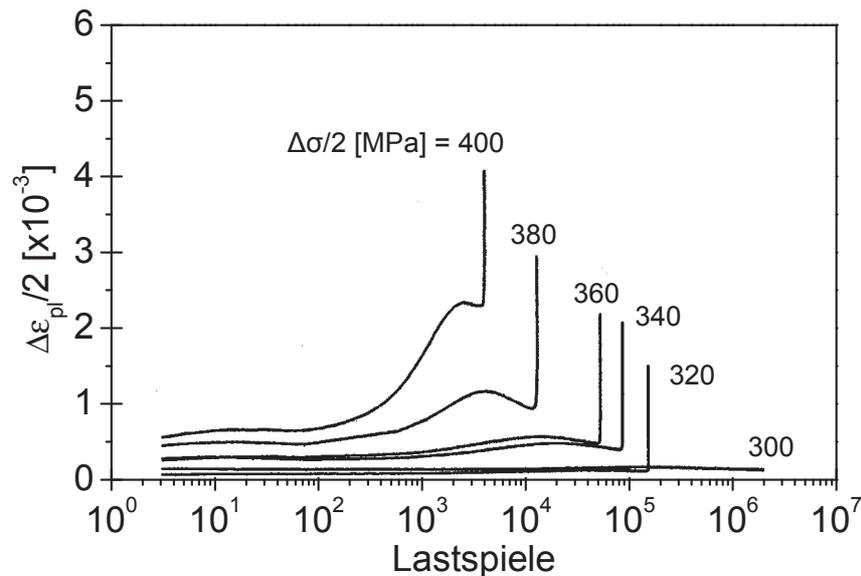


Abb. 2.25: Wechselverformungskurven für den metastabilen austenitischen Edelstahl X5CrNiTi1810 bei verschiedenen Spannungsamplituden (Bassler 1998)

Viele Autoren sind sich einig, dass die sekundäre Verfestigung auf eine Zunahme der Versetzungsdichte und auf die Bildung von Martensit zurückzuführen ist (Bassler 1998, De Backer et al. 2001, Nebel 2002, Nikitin und Besel 2008). Uneinigkeit herrscht dagegen bei der Frage, welche Mechanismen zur Entfestigung führen. Laut De Backer et al. (2001) geschieht die Entfestigung aufgrund von Annihilations- und Umordnungsprozessen und der Erhöhung der Anzahl mobiler Versetzungen. Bassler (1998) beobachtet in TEM-Aufnahmen in der Entfestigungsphase eine deutliche Erhöhung der Stapelfehlerdichte und eine inhomogene Verteilung der Versetzungsdichte. Weiterhin wäre auch die Bildung von ϵ -Martensit als Entfestigungsursache denkbar, zumal dieser Prozess als Ursache für eine Entfestigung im Zugversuch gilt (Datta et al. 2009). Zwar spricht dagegen, dass die Entfestigung auch bei stabilen Austeniten auftritt, die keine ϵ -Martensitumwandlung aufweisen sollten, allerdings ist sie dann bei kleinen Amplituden weniger ausgeprägt (De Backer et al. 2001). Man et al. (2003) beobachten dagegen, dass mit dem Beginn der Entfestigung Gleitspuren an der Oberfläche auftreten. Sie nehmen an, dass die Entfestigung bei einem AISI316L durch eine Lokalisierung der Verformung in Gleitbändern verursacht wird. Talonen und Hänninen (2007) zeigen, dass die Weite solcher Gleitspuren aus Stapelfehlerenergie und lokaler Schubspannung berechnet werden kann, wenn angenommen wird, dass sie aus überlagerten Stapelfehlern bestehen.

Diverse Autoren führen die zyklische Entfestigung also auf eine Lokalisierung der Versetzungsbewegung zurück, entweder in Gleitbändern oder in Bändern aus Stapelfehlern, die man ebenfalls als ϵ -Martensitbänder auffassen kann (vgl. 2.2.3). Offenbar ist die plastische Verformung in den genannten Scherbändern deutlich einfacher möglich als im ungestörten Gitter und ein zunehmender Volumenanteil an Scherbändern führt so zu einer zunehmenden plastischen Dehnungsamplitude.

VHCF-Verhalten austenitischer Edelmstähle

Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten metastabiler austenitischer Edelmstahls AISI304 im VHCF-Bereich sind bisher nicht bekannt. Bekannt ist lediglich eine Untersuchung von Bathias et al. (2001, 2005) an AISI304, der jedoch nicht explizit als metastabil ausgewiesen ist. Beobachtet wird bei Ultraschallversuchen Probenversagen nach Lastspielen weit oberhalb von 10^8 . Außerdem kommt es bei nahezu identischer Spannungsamplitude sowohl bei 10^5 Lastspielen als auch bei 10^9 Lastspielen zum Versagen. Allerdings sind diese Ergebnisse nur bedingt einzuordnen, da viele der Versuchsbedingungen nicht spezifiziert werden (Probentemperatur, chem. Zusammensetzung, Wärmebehandlung, Festigkeit, Wechselverformungsverhalten, Probengeometrie, Austenitstabilität usw.), und daher viele Fragen aufwerfen. Mikrostrukturelle Untersuchungen wurden nicht durchgeführt. Aufgrund der hohen Versuchsfrequenz (20 kHz) ist die Probenerwärmung wahrscheinlich so stark, dass keine Martensitbildung während der Ermüdung erfolgte.

Zum VHCF-Verhalten stabiler Austenite existieren zwei Untersuchungen an monoton vorverformten Proben (Carstensen et al. 2002, Takahashi und Ogawa 2008). Beide Untersuchungen zeigen, dass es bei vorverformten Proben zu Probenbrüchen im VHCF-Bereich kommt.

Takahashi und Ogawa (2008) beobachteten für zwischen 5 % und 20 % monoton vorverformte Proben eine Rissinitiierung an der Oberfläche auch im VHCF-Bereich. Nur bei einer um 20 % (druck-)vorverformten Probe kommt es zur Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche, ohne die Einwirkung eines Einschlusses. Eine verformungsinduzierte Martensitbildung während der Ermüdung ist denkbar, da die Versuche in einer Klimakammer bei Umgebungstemperaturen < 0 °C stattfanden, um die Selbsterwärmung der Proben über RT zu verhindern, wurde aber nicht untersucht. Bei Versuchsbeginn hatten die Proben Temperaturen deutlich unter 0 °C, bis sich eine quasi-stationäre Temperatur bei RT einstellte. Hohe Vorverformungsgrade (= hohe Versetzungsdichten) im Zusammenspiel mit tiefen Temperaturen begünstigen die Martensitumwandlung stark. Deshalb ist gerade bei 20 % Vorverformung eine Martensitbildung während der Ermüdung wahrscheinlich.

Carstensen et al. (2002) zeigen für einen stabilen austenitischen Edelmstahl im kaltverfestigten Zustand (AISI904L), dass es auch oberhalb von 10^8 Zyklen zum Versagen der Proben kommt und daher von einer abfallenden Ermüdungsfestigkeit im VHCF-Bereich ausgegangen werden muss. Risse werden ausschließlich an der Oberfläche initiiert.

Somit bestätigen beide Untersuchungen die Rissinitiierung an der Probenoberfläche als dominanten VHCF-Schädigungsmechanismus bei vorverformten stabilen Austeniten. In beiden Arbeiten wird aber nicht näher auf mikrostrukturelle Ursachen für die Rissinitiierung eingegangen. Stabile austenitische Edelmstähle weisen somit nach der Unterteilung von Mughrabi Typ I-Verhalten auf: Sie versagen durch Oberflächenrisse und sind sehr duktil. Das zyklische Verhalten metastabiler austenitischer Edelmstähle bleibt aber weitgehend ungeklärt.

2.4.3 Einfluss der Martensitbildung auf das Ermüdungsverhalten von austenitischem Edelstahl

Ähnlich wie unter monotoner Last ist auch im Ermüdungsversuch die Martensitbildung stark von der Proben temperatur, der plastischen Dehnungsamplitude und der Anzahl der Lastspiele abhängig (Krupp et al. 2008, Smaga et al. 2008). Diverse Autoren stellen einen Grenzwert der plastischen Dehnungsamplitude im Bereich von $3 \cdot 10^{-3}$ fest, oberhalb der es zur Martensitbildung kommt (Kaleta und Zicetek 1997, Bayerlein et al. 1989). Es ist allerdings davon auszugehen, dass dieser Grenzwert stark abhängig von der genauen chemischen Zusammensetzung (d.h. der Stabilität) des Werkstoffs ist, selbst wenn er die gleiche Werkstoffnummer trägt. Für gleiche kumulierte plastische Dehnungen führen hohe Dehnungsamplituden zu einer stärkeren Martensitbildung, weshalb Smaga et al. (2008) die Verwendung der kumulierten Verlustenergie dichte als Bezugsvariable für die Modellierung der Martensitbildung im Ermüdungsversuch vorschlagen. Weitere Modellierungsansätze für die Martensitbildung bei zyklischer Verformung werden von Nebel (2002) beschrieben. Der im Ermüdungsversuch entstehende α' -Martensit ist oft inhomogen über den Probenquerschnitt verteilt. So wird sowohl über eine verstärkte Martensitbildung an der Oberfläche (Maier et al. 1993, Kalkhof et al. 2004) wie auch in der Probenmitte (Kalkhof et al. 2004, Nebel 2002) berichtet.

Der Einfluss der Martensitbildung auf das Ermüdungsverhalten von austenitischem Edelstahl kann grob in drei Mechanismen eingeteilt werden, deren Auswirkungen im Folgenden diskutiert werden. Der erste Mechanismus ist der Einfluss des Martensitgehaltes auf das Wechselverformungsverhalten. Zahlreiche Autoren zeigen, dass die martensitische Umwandlung das zyklische Verformungsverhalten stark verändert: Die höhere Festigkeit der Martensitphase führt zu einer zyklischen Verfestigung und einer Abnahme der Duktilität (Maier et al. 1993, De Backer et al. 2001, Nikitin und Besel 2008, Smaga et al. 2008). Dabei führt die Volumenexpansion in dehnungs- und plastisch-dehnungsgeregelten Versuchen zur Ausbildung negativer Mittelspannungen (Maier et al. 1993, Glage et al. 2009).

Der zweite Mechanismus betrachtet sehr lokale Martensitbildungen. Pineau und Pelloux (1974) konnten zeigen, dass eine lokale Martensitbildung in der plastischen Zone vor der Ermüdungsrisspitze zu einem Absinken der Risswachstumsgeschwindigkeit führt. Als Grund dafür vermuten sie durch die Martensitumwandlung verursachte Druckeigenstressungen, die zu einem Absinken des effektiven Spannungsintensitätsfaktors führt. Dieser Mechanismus wurde von diversen Autoren bestätigt (vgl. Bowe et al. 1988, Suresh 1998) und in Lehrbüchern auch als ‚umwandlungsinduziertes Riss schließen‘ beschrieben. Kommt es nicht nur lokal an der Risspitze zur Umwandlung, sondern zu global messbaren, hohen Martensitanteilen, dann wächst der Riss in der martensitischen Phase schneller als im Austenit (Bowe et al. 1988, Pineau und Pelloux 1974).

Der dritte Mechanismus ist die Wechselwirkung des zweiphasigen Gefüges mit dem Rissfortschrittsverhalten. Dieser Aspekt ist in der Literatur allerdings bisher für metastabile austenitische Stähle kaum betrachtet worden, war aber bei Duplexstahl schon Gegenstand der Forschung (Düber 2007). Hier konnten unterschiedliche Wachstumsmechanismen (Einfachgleiten und Wechselgleiten) und Wachstumsgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der die Risspitze umgebenden Phase gefunden werden.

Die Einflüsse der Martensitbildung auf das Ermüdungsverhalten von austenitischem Stahl sind aufgrund der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen im LCF-Bereich und im HCF-Bereich sehr verschieden. Daher wird nun der Einfluss der Martensitbildung für diese beiden Bereiche getrennt diskutiert.

Im direkten Vergleich stabiler und metastabiler Edelstähle im LCF-Bereich stellen einige Autoren einen negativen Effekt der Martensitbildung im Ermüdungsversuch auf die Lebensdauer fest (Glage et al. 2010, Hennessy et al. 1976), da eine starke Martensitbildung zu einem Absinken der Duktilität führt. Andererseits weisen Autoren nach, dass eine Martensitbildung auch im LCF-Bereich bei definierten Randbedingungen durchaus einen positiven Einfluss auf das Ermüdungsverhalten haben kann, insbesondere wenn er nicht während der Ermüdung, sondern durch eine Vorverformung induziert wird. Hier zeigen Maier et. al (1993), dass eine Martensitbildung durch zyklische Vorverformung die Lebensdauer im Ermüdungsversuch deutlich erhöhen kann, wenn der Duktilitätsverlust, die Vorschädigung (durch Rissinitiierung) und die Martensitbildung während der Vorverformung kritische Werte nicht übersteigen. Sie geben einen für den LCF-Bereich optimalen Martensitgehalt durch zyklische Vorverformung von ca. 35 Vol-% an. Topic et al. (2007) stellen eine Lebensdauererhöhung in lastgeregelten LCF-Versuchen durch eine monotone Vorverformung fest (Werkstoff: AISI 304). Bis zu einem Martensitgehalt von 20 Vol-% steigt die Lebensdauer der Proben an, anschließend fällt sie ab, was sie auf die geringere Duktilität der Martensitphase zurückführen. Allerdings sind die Proben mit mehr als 20 Vol-% Martensit auch stark verformt (bis zu 58,5 %) und es ist daher davon auszugehen, dass sie eine starke Vorschädigung (Risse, Oberflächenaufrauung) und sehr unterschiedliche Versetzungsdichten aufweisen. Hier lassen sich also die Einflüsse von Versetzungsdichte, Martensitbildung und Vorschädigung schwer trennen.

Für den HCF-Bereich stellen diverse Autoren eine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften durch die verformungsinduzierte Martensitbildung fest. Nakajima et al. (2010) ermüden lastkontrolliert monoton vorverformte Proben aus einem metastabilen Edelstahl (AISI304) mit Martensitgehalten bis 8,4 Vol-% und beobachten so einen stärkeren Anstieg der HCF-Ermüdungsfestigkeit als bei einem vorverformten stabilen Austeniten. Den stärkeren Anstieg der HCF-Ermüdungsfestigkeit beim metastabilen Werkstoff führen sie auf die verformungsinduzierte Martensitbildung zurück. Desweiteren untersuchen sie in Laststeigerungsversuchen den Coaxing-Effekt, der eine Erhöhung der Bruchspannungsamplitude im Laststeigerungsversuch verglichen mit Einstufenversuchen durch zyklische Verfestigung bezeichnet. Hier können Nakajima et al. (2010) zeigen, dass die Erhöhung der Bruchspannungsamplitude im Laststeigerungsversuch gegenüber der HCF-Ermüdungsfestigkeit am höchsten war, wenn die stärkste Martensitumwandlung in der Probe stattfand. Daher nehmen sie an, dass die Martensitbildung signifikant zur zyklischen Verfestigung und Verbesserung des HCF-Verhaltens beitragen kann.

Auch Glage et al. (2010) stellen eine Erhöhung der HCF-Lebensdauer in Totaldehnungskontrolle durch Martensitbildung während der Ermüdung fest, indem sie einen stabilen und einen metastabilen austenitischen Stahl direkt vergleichen. Sie erklären dies in Übereinstimmung mit Krupp et al. (2008) mit der Bildung feinverteilter Martensitpartikel in Bereichen lokaler plastischer Verformung, die die Versetzungsbewegung behindern. Auch hier führt die

Martensitbildung eindeutig zu einer sekundären Verfestigung im Ermüdungsversuch, die sich im HCF-Bereich positiv auswirkt.

Genauso stellen Topic et al. (2007) eine positive Auswirkung der Martensitbildung auf die HCF-Eigenschaften fest. Sie weisen röntgenographisch eine starke Martensitbildung im Kerbgrundbereich gekerbter Proben nach und stellen eine höhere HCF-Ermüdungsfestigkeit für gekerbte im Vergleich mit glatten Proben fest. Dies gilt allerdings nur für Proben mit kleinen Martensitgehalten bzw. Vorverformungsgraden. Sie schreiben diesen Effekt der Lokalisierung der plastischen Verformung an der Kerbe zu, die zu einer Verfestigung infolge der starken Martensitbildung bei den gekerbten Proben führt. Diese Theorie findet darin Bestätigung, dass die Autoren außerhalb der gekerbten Probenregion weniger Martensit nachweisen konnten als in glatten Proben nach gleicher Belastung. Diese Ergebnisse scheinen mit den Annahmen von Hennessy et al. (1976) überein zu stimmen. Sie vermuten, dass die Martensitbildung vor allem dann einen positiven Effekt auf die Ermüdungseigenschaften hat, wenn durch eine martensitische Umwandlung Spannungsüberhöhungen (z.B. an einer Rissspitze) wegen der entstehenden Druckeigenstressen abgebaut werden können. Das sei vor allem dann der Fall, wenn die Matrix weitgehend austenitisch ist. So begründen sie im direkten Vergleich stabiler und metastabiler Edelmärte einen negativen Effekt der verformungsinduzierten Martensitbildung im LCF-Bereich (\rightarrow Rissfortschritt in α' - γ -Phasengemisch durch starke (globale) Martensitbildung während der Ermüdung), aber einen positiven Effekt im HCF-Bereich (\rightarrow Rissfortschritt in der γ -Phase, nur sehr lokale Martensitbildung).

Sowohl De Backer et al. (2001) als auch Hattori et al. (1999) stellen wiederum in Übereinstimmung mit den zuvor vorgestellten Annahmen fest, dass stabile Austenite im direkten Vergleich mit metastabilen Austeniten ein anderes Verhalten im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit aufweisen. So versagen metastabile Austenite nur bis zu ca. 10^6 Lastspielen, darüber hinaus treten nur Durchläufer auf. Bei den stabilen Austeniten dagegen kommt es auch zu Probenversagen im Bereich oberhalb von 10^6 Lastspielen. Somit ist es naheliegend anzunehmen, dass die lokale Bildung von α' -Martensit die Rissinitiierung und/oder -ausbreitung im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit behindert.

Die positive Wirkung sehr lokaler Martensitbildung zeigen auch Myeong et al. (1997) auf, die durch die thermische Induzierung sehr kleiner Martensitpartikel in die von ihnen untersuchten Proben deren Lebensdauer um den Faktor 60 verlängern.

Des Weiteren kann eine lokale martensitische Umwandlung an der Probenoberfläche die Ermüdungseigenschaften verbessern. In einer Arbeit von Altenberger et al. (1999) werden die LCF- und HCF-Ermüdungseigenschaften von Proben untersucht, die eine martensitische Umwandlung in Oberflächennähe durch mechanische Randschichtverfestigung (Kugelstrahlen und Festwalzen) aufweisen. Sie zeigen, dass eine martensitische Oberflächenschicht die plastische Dehnungsamplitude in lastkontrollierten Versuchen gegenüber rein austenitischen Proben deutlich reduziert und die Lebensdauer verlängert. Dabei zeichnet sich die martensitische Region durch eine sehr stabile Mikrostruktur während der zyklischen Verformung auch bei hohen Dehnungsamplituden aus.

Der Einfluss der verformungsinduzierten Martensitbildung auf die VHCF-Eigenschaften ist bisher unbekannt und wird im Ergebnisteil dieser Arbeit näher betrachtet.

2.4.4 Lebensdauervorhersage defektbehafteter Proben

Kerben und Mikrokerben beeinflussen das HCF- und VHCF-Verhalten metallischer Werkstoffe deutlich. Es wurde bereits im vorangehenden Abschnitt erläutert, dass für Materialien mit Typ II-Verhalten im VHCF-Bereich Einschlüsse (d.h. Mikrokerben) bevorzugte Rissinitiationpunkte sind und so den Schädigungsablauf und die Lebensdauer bestimmen. Dabei ist bekannt, dass Einschlüsse und Mikrokerben erst ab einer kritischen Größe die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit vermindern (Klesnil und Lukás 1992, Murakami und Endo 1994). Die Schwellspannungsamplitude zur Ausbreitung kurzer Risse an Defekten (und damit die Ermüdungsfestigkeit) ist abhängig von der Größe und Geometrie der Mikrokerben, wobei die Mikrokerben meist als Anfangsriss gesehen werden.

Im Folgenden sollen einige Konzepte zur Lebensdauervorhersage defektbehafteter Proben im HCF- und VHCF-Bereich beschrieben werden. Die vorhandenen Modelle können grob in folgende Kategorien unterteilt werden.

1. Kerbfaktorbasierte Modelle

Als ein Beispiel für diese Modelle soll hier der Ansatz nach Klesnil et al. (1993) geschildert werden. Die Autoren quantifizieren den Einfluss von Kerben auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit durch die Gleichung:

$$\sigma_{D,k} = \frac{\sigma_{D,HCF}}{K_t} \sqrt{1 + 4,5(l_c / \rho_K)} . \quad (2.36)$$

Hier sind $\sigma_{D,k}$ die gekerbte HCF-Ermüdungsfestigkeit, $\sigma_{D,HCF}$ die ungekerbte HCF-Ermüdungsfestigkeit, K_t der Kerbfaktor, ρ_K der Kerbgrundradius und l_c die kritische Risslänge, unterhalb der kein Wachstum im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit stattfinden kann. Für die praktische Anwendung ist die Ermittlung von l_c mittels Mikroskopie zu aufwendig. Sie könnte aber möglicherweise aus der Festigkeit abgeschätzt werden. Die Annahme der Gültigkeit der linearen Bruchmechanik, die diesem Konzept zugrunde liegt, ist fraglich, da die kurzen Risse im Bereich der HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit ihre Grundannahmen nicht erfüllen.

2. Modelle nach Frost

Frost (1959) stellte folgenden Zusammenhang zwischen HCF-Ermüdungsfestigkeit σ_D und Risslänge l fest:

$$\sigma_D^3 \cdot l = \text{const.} \quad (2.37)$$

Diesen Ansatz greifen Murakami und Endo (1994) auf. Basierend auf mikroskopischen Untersuchungen und numerischen Spannungsanalysen verschiedener Rissgeometrien führen sie den neuen geometrischen Parameter $\sqrt{\text{area}}$ als Ersatzgröße für die Risslänge ein. Er ist definiert als die Quadratwurzel aus der Fläche, die ein Defekt auf eine Ebene senkrecht zur Lastrichtung projiziert. Sie kommen so zu der Beziehung:

$$\sigma_D^{n_F} \cdot \sqrt{\text{area}} = \text{const.} \quad (2.38)$$

Hier ist $n_F \approx 6$ eine Materialkonstante. Daraus leiten sie dann folgende Beziehung für die HCF-Ermüdungsfestigkeit bei oberflächennahen Defekten ab:

$$\sigma_{D,HCF} = \frac{1,43(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \left[\frac{1-R}{2} \right]^{\alpha_M} \quad (2.39)$$

mit der Härte nach Vickers HV , dem Spannungsverhältnis R und der Werkstoffkonstante $\alpha_M = 0,878 + HV \cdot 10^4$.

Für Defekte unterhalb der Oberfläche gilt:

$$\sigma_{D,HCF} = \frac{1,56(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \left[\frac{1-R}{2} \right]^{\alpha_M} \quad (2.40)$$

Bathias und Paris (2005) stellen fest, dass die beiden letztgenannten Gleichungen die VHCF-Ermüdungsfestigkeit vieler Werkstoffe nicht sinnvoll erklären kann, weil diese mit der Lastspielzahl stark abfallen kann. Sie ergänzen den Ansatz nach Murakami und Endo daher um einen Korrekturfaktor β_K , der die Abhängigkeit von der Lastspielzahl beschreibt und schlagen folgende Gleichung vor:

$$\sigma_{D,VHCF} = \frac{\beta_K(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \left[\frac{1-R}{2} \right]^{\alpha} \quad (2.41)$$

mit $\beta_K = 3,09 - 0,12 \cdot \log N_f$ bei Defekten unterhalb der Oberfläche und $\beta_K = 2,79 - 0,108 \cdot \log N_f$ bei Defekten an der Oberfläche.

Bathias und Paris (2005) zeigen, dass diese Gleichung die Versuchsdaten für diverse hochfeste Stähle und eine N15 Nickellegierung bei verschiedenen R-Werten sinnvoll abbildet. Es ist aber davon auszugehen, dass diese Gleichung nur für solche Werkstoffe Gültigkeit besitzt, deren Ermüdungsfestigkeit im VHCF-Bereich mit einer ähnlichen Steigung abfällt, wie die von Bathias und Paris untersuchten. Der Abfall der VHCF-Ermüdungsfestigkeit ist aber für

verschiedene Werkstoffe sehr unterschiedlich. Daher muss der Ansatz nach Bathias und Paris an den jeweils betrachteten Werkstoff angepasst werden.

Nach Liu et al. (2009) führt der Ansatz nach Murakami und Endo zu hohen Werten für die Ermüdungsfestigkeit im VHCF-Gebiet. Sie berücksichtigen den Einfluss von Wasserstoff und zeigen anhand eines modifizierten Ansatzes nach Murakami und Endo (1994), dass sich für 18 verschiedene hochfeste Stähle die VHCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,VHCF}$ für 10^9 Zyklen aus der Größe der Einschlüsse und der Vickershärte anhand folgender Formel berechnen lässt:

$$\sigma_{D,VHCF} = 2.7 \frac{(HV + 120)^{0,9375}}{(\sqrt{area})^{0,1875}}. \quad (2.42)$$

Die \sqrt{area} -Ansätze bestehen durch ihre Einfachheit, da für die Anwendung des Modells nur die Härte des Werkstoffs (zur Beschreibung der Festigkeit) und die Einschlussgröße (als Ersatzgröße für die Anfangsrisslänge) bekannt sein müssen. Für hochfeste Stähle konnte die Gültigkeit eines Zusammenhangs zwischen Einschlussfläche und VHCF-Ermüdungsfestigkeit immer wieder bestätigt werden (Sakai 2009).

Darüber hinaus existieren bruchmechanische Modelle, die entweder auf einem ΔK_{th} -Konzept oder auf der Berechnung der Größe der plastischen Zone basieren. Sie müssen meist aufwendig an den Werkstoff und den dominierenden Schädigungsmechanismus angepasst werden und besitzen bisher für den VHCF-Bereich kaum Bedeutung. Sie werden daher hier nicht näher erläutert und es wird für Details auf Kuroda und Marrow (2008) und Murakami und Endo (1994) verwiesen.

2.4.5 Frequenzeinfluss

Die Verwendung von Hochfrequenzermüdungsprüfständen mit Prüffrequenzen von bis zu 20 kHz wirft die Frage nach dem Einfluss der Frequenz auf das Ermüdungsverhalten auf. Zur Durchführung von VHCF-Experimenten ist die Verwendung von Hochfrequenzsystemen unumgänglich. Für eine sinnvolle Interpretation der Ergebnisse solcher Experimente muss der Einfluss der Frequenz für den ermüdeten Werkstoff aber bekannt sein.

Sowohl Mutlu (2010) als auch Mayer (1999) geben eine breite Übersicht über Untersuchungen zum Frequenzeinfluss bei verschiedenen Materialien. Mayer (1999) kommt zu dem Ergebnis, dass der Frequenzeinfluss bei krz-Werkstoffen deutlich größer ist als bei kfz-Werkstoffen und führt als Hauptgrund dafür die verbreitete Annahme an, dass bei hohen Dehnraten (entspricht hohen Frequenzen) im krz-Gitter das thermisch aktivierte Gleiten von Schraubenversetzungen wegen hoher Reibspannungen im Gitter erschwert wird und daraus hohe effektive Spannungen resultieren. Bei kfz-Werkstoffen ist die Reibspannung dagegen vernachlässigbar klein (Bürgel 2005).

Mayer (1999) führt einige Untersuchungen an, die einen Frequenzeinfluss bei krz-Werkstoffen nachweisen. So begünstigen in krz-Werkstoffen hohe Dehnraten beispielsweise spröde, interkristalline Brüche im Gegensatz zu transkristallinen Brüchen bei niedrigen Dehnraten (Mughrabi et al. 1981, Papakyriacou et al. 2002). Roth et al. (1982) fassen Ergebnisse

für Kupfer (kfz) aus insgesamt 83 Quellen für verschiedene Frequenzen zusammen und können in HCF-Versuchen keinen Frequenzeinfluss feststellen, vermuten aber einen Einfluss im LCF-Bereich.

Für austenitischen Edelstahl sind die Erkenntnisse zum Frequenzeinfluss in der Literatur gegensätzlich. Das liegt darin begründet, dass austenitischer Edelstahl bei hohen Frequenzen zu einer starken Eigenerwärmung neigt. Diese führt zu einer Erhöhung der plastischen Dehnungsamplitude und verringert so die Lebensdauer (Nikitin und Besel 2008, Nebel 2002). Außerdem wird die Martensitbildung unterdrückt. Wird die Probenerwärmung durch eine Kühlung verhindert, sinkt in lastgeregelten Versuchen die plastische Dehnungsamplitude mit zunehmender Frequenz. Laut Hosford (2005) lässt sich für kfz-Werkstoffe der Anstieg der Fließspannung σ durch eine Erhöhung der Dehnrates von $\dot{\epsilon}_0$ auf $\dot{\epsilon}$ durch folgende Gleichung beschreiben:

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^m, \quad (2.43)$$

Hierbei sind m der Dehnratesensitivitätsexponent und σ_0 die Fließspannung bei $\dot{\epsilon}_0$.

Nach dieser Gleichung steigt mit zunehmender Dehnrates die Fließspannung an und führt zu einem Absinken der plastischen Dehnung in lastgeregelten Versuchen, was Nikitin und Besel (2008) für austenitischen Edelstahl experimentell bestätigen. Das Absinken der plastischen Dehnungsamplitude hat eine höhere Lebensdauer zur Folge. Carstensen et al. (2002) konnten für den austenitischen Edelstahl AISI904L keinen signifikanten Frequenzeinfluss in lastgeregelten Versuchen auf die Lebensdauer im HCF- und VHCF-Bereich feststellen. Der Grund dafür ist wohl darin zu suchen, dass das Material vor dem Ermüdungsversuch kaltverfestigt wurde und durch die somit vorhandene hohe Festigkeit die plastischen Dehnungsamplituden im HCF und VHCF-Bereich sehr gering waren. Auch Tian et al. (2004) können keinen Einfluss der Frequenz auf die Lebensdauer eines AISI316 Edelstahls bei 0,2 Hz und 10 Hz feststellen. Sie kühlen zwar die Proben bei 10Hz-Versuchen, erhalten aber trotzdem eine Erhöhung der Probentemperatur von bis zu 50 °C. So ist es möglich, dass sich die Erhöhung der Probentemperatur ($\Delta\epsilon_{pl}/2 \uparrow$) und die Frequenzerhöhung ($\Delta\epsilon_{pl}/2 \downarrow$) in ihren Auswirkungen auf $\Delta\epsilon_{pl}/2$ gegenseitig aufheben. Wahrscheinlich aus dem gleichen Grund finden auch Grosse et al. (2004) in LCF Versuchen keinen Einfluss der Frequenz auf die Lebensdauer bei einem metastabilen austenitischen Edelstahl. Hieraus ergibt sich die Notwendigkeit der geregelten Temperatur bei Untersuchungen zum Frequenzeinfluss bei austenitischem Edelstahl.

Einen möglichen Grund für die starke Dehnratesabhängigkeit der Verformung bei austenitischem Edelstahl mit niedriger Stapelfehlerenergie schildern Ferreira et al. (2004). Sie zeigen durch versetzungstheoretische Betrachtungen und Versuche, dass die Bildung und Bewegung von partiellen Versetzungen bei hohen Dehnrates und Raumtemperatur ähnlich gefördert wird wie bei niedrigen Dehnrates und tiefen Temperaturen. Hohe Dehnrates erschweren somit genauso wie tiefe Temperaturen die Bewegung konventioneller Versetzungen und führen so möglicherweise zu höheren Fließspannungen. Auch De et al. (2006) argumentieren, dass eine

Erhöhung der Dehnrate kinetisch einer Verminderung der Temperatur entspricht und erklären so die Abhängigkeit der ϵ -Martensitbildung und der Quergleitfähigkeit von der Dehnrate.

Für den raumzentrierten Martensit in hochfestem Stahl konnte Furuya (2008) keinen Frequenzeinfluss auf die Lebensdauer zwischen 20 Hz und 20 kHz finden. Versuche von Bathias (vgl. Bathias und Paris 2005) an martensitischem Edelstahl in einem ähnlichen Frequenzbereich kommen zum gleichen Ergebnis. Der nicht vorhandene Frequenzeinfluss trotz raumzentrierter Gitterstruktur ist höchstwahrscheinlich dadurch bedingt, dass durch die hohe Festigkeit der Martensitphase die plastische Dehnungsamplitude in HCF- und VHCF-Versuchen praktisch Null und damit auch der Dehnrateneinfluss auf die plastische Verformung irrelevant ist.

Insgesamt lässt sich folgern, dass sowohl für kfz- wie auch für krz-Werkstoffe durchaus ein Frequenzeinfluss bestehen kann, dieser aber stark davon abhängt, wie groß die plastische Dehnungsamplitude im Versuch ist und ob Versuchsparameter (und hier insbesondere die Probertemperatur) konstant gehalten werden. Für viele Werkstoffe ist die plastische Dehnungsamplitude im VHCF-Bereich sehr klein und der Frequenzeinfluss somit gering. Dies erklärt die häufig in der Literatur festgestellte Unabhängigkeit der Lebensdauer von der Frequenz auch für Werkstoffe, die eine starke Dehnratenabhängigkeit der plastischen Dehnung aufweisen.

Für den VHCF-Bereich entscheidend ist für viele Werkstoffe nicht der Einfluss der Frequenz auf die globale plastische Dehnung, sondern Ausmaß und Zeitpunkt der Dehnungslokalisation. Hier besteht noch weiterer Forschungsbedarf. Zahlreiche Untersuchungen an hochfesten Werkstoffen im Bereich der Ultraschallfrequenzen legen allerdings einen geringen Einfluss der Frequenz auf die lokale Schädigung nahe. Zwar wurde schon erkannt, dass hohe Frequenzen im Bereich von Ultraschall durchaus die Rissausbreitungsgeschwindigkeit beeinflussen, da bspw. Rissschließeffekte abnehmen (vgl. Bathias und Paris 2005). Allerdings sind solche Effekte für die Lebensdauer wenig relevant, da im VHCF-Bereich die Rissinitiierungsphase dominiert. Vor allem für unterschiedliche duktile Werkstoffe (krz und kfz) ist aber die Frage nach dem Frequenzeinfluss auf die lokale plastische Verformung noch zu klären.

2.4.6 Thermometrische Charakterisierung des Verformungsverhaltens und der HCF-Ermüdungsfestigkeit

In den letzten Jahrzehnten gewann die Verwendung von Temperaturmessungen zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens an Bedeutung. Gerade im Hinblick auf die Charakterisierung des VHCF-Verhaltens ist diese Methodik interessant, da hier Dehnungsmessungen oft schwer durchführbar sind, und daher der klassische Weg der Aufzeichnung von Wechselverformungskurven nicht möglich ist. Basierend auf einem Ansatz von Dengel und Harig (1980) kann die Thermometrie einerseits ähnlich wie eine Wechselverformungskurve dazu verwendet werden, mikrostrukturelle Schädigungsprozesse im Ermüdungsversuch zu verfolgen. Andererseits kann die HCF-Ermüdungsfestigkeit anhand des Temperaturprofils nur einer einzigen Probe abgeschätzt werden. Dieses Vorgehen fand aufgrund der damit verbundenen Zeit- und Kostenersparnis in den letzten Jahren große Beachtung, nicht zuletzt weil Infrarotkameras

eine einfache und orts aufgelöste Aufzeichnung der Probentemperatur und damit auch lokaler Schädigungsprozesse (selbst im Probeninneren) ermöglichen (Ranc et al. 2008). Bevor die in der Literatur bekannten Methoden zur thermographischen Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens näher erläutert werden, wird der physikalische Zusammenhang zwischen mechanischen Lasten und der Probenerwärmung geschildert.

Unter einachsiger mechanischer Last lässt sich die Erhöhung der Probentemperatur ΔT unter Vernachlässigung der Wärmeleitung ausdrücken als (Walther 2007):

$$\Delta T = \frac{1}{\rho_D c_Q} \left(-T_0 \alpha_L \Delta \sigma + \oint \sigma d\varepsilon \right), \quad (2.44)$$

mit dem linearen Längenausdehnungskoeffizient α_L , der spezifischen Wärmekapazität c_Q und der Dichte ρ_D . Der erste Term beschreibt den Einfluss des thermoelastischen Effekts auf die Probentemperatur: Materialien mit positivem Wärmeausdehnungskoeffizienten kühlen bei einer elastischen Zugbeanspruchung ab. Bei Stahl verändert sich bei einer Beanspruchung die Probentemperatur um ca. $1 \text{ mK} \cdot \text{MPa}^{-1}$.

Der zweite Term beschreibt die Erhöhung der Probentemperatur in Folge einer plastischen Verformung. Dieser Term ist abhängig von der Fläche, die die σ - ε -Hysterese im Ermüdungsversuch umschließt. Zur Charakterisierung des zyklischen Verformungsverhaltens wird meist nur der zweite Term betrachtet, da plastische Verformung als ursächlich für die Schädigung gesehen wird. Oft ist der erste Term auch vernachlässigbar klein.

Im Gegensatz zur elastischen Verformung ist eine plastische Verformung immer mit einer Dissipation von Wärme verbunden. Die in die Probe eingebrachte Verformungsenergie W entspricht der Fläche, die die σ - ε -Hysterese umschließt. Nach dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik erhöht sie die innere Energie U der Probe und führt zu einer Dissipation von Wärme Q . Es ergibt sich:

$$W = \oint \sigma d\varepsilon = Q + U. \quad (2.45)$$

Es wird ca. 95 % der Verformungsenergie in Wärme umgewandelt. Nur ca. 5 % erhöht die innere Energie U durch im Gitter gespeicherte Verzerrungsenergie und die damit verbundene Erhöhung der freien Enthalpie. Dabei entspricht die gespeicherte Energie in etwa der Zunahme an Verzerrungsenergie in Folge einer Erhöhung der Versetzungsdichte (Walther 2007).

Nach Morrow (1964) kann der Zusammenhang zwischen Spannungsamplitude, Dehnungsamplitude und Verformungsenergie folgendermaßen beschrieben werden:

$$W = 4 \frac{1-n'}{1+n'} \frac{\Delta \sigma}{2} \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \frac{1-n'}{1+n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_{pl}. \quad (2.46)$$

Hier beschreibt n' die Abhängigkeit der Hysteresekurve von der Spannungsamplitude und steht damit in engem Zusammenhang mit dem zyklischen Verfestigungsexponenten. Bei lastkontrollierten Versuchen ($\Delta \sigma / 2 = \text{const.}$) legt Gl. 2.46 somit einen linearen Zusammenhang zwischen $\Delta \varepsilon_{pl} / 2$ und der Fläche unter der Hysterese nahe.

Unter der Annahme, dass sowohl die Erhöhung der inneren Energie U als auch der thermoelastische Effekt gegenüber der Wärmeenergie Q klein sind, gilt unter Berücksichtigung der Gleichungen 2.45 und 2.46:

$$\Delta T = \frac{1}{\rho c_Q} \oint \sigma d\varepsilon \approx \frac{f_k}{\rho c_Q} Q = \frac{f_k}{\rho c_Q} \frac{1-n'}{1+n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_{pl} . \quad (2.47)$$

Der Korrekturfaktor f_k beschreibt die Abweichung von der adiabatischen Versuchsführung, und ist somit abhängig von der Zeit, Probengeometrie usw.

Die Richtigkeit der Annahme eines direkten Zusammenhangs zwischen Erhöhung der Proben temperatur und plastischer Dehnungsamplitude während der Ermüdung wurde in zahlreichen Untersuchungen der Arbeitsgruppe um Prof. Eifler in Kaiserslautern experimentell bestätigt (Starke et al. 2007), u.a. auch für austenitische Edelstähle (Nebel 2002, Smaga et al. 2008). Die klassischen $\Delta \varepsilon_{pl}/2-N$ -Wechselverformungskurven zur Charakterisierung des Wechselverformungsverhaltens können somit durch $\Delta T-N$ -Kurven ersetzt werden.

Weitere Effekte, die zu einer Erhöhung der Proben temperatur führen können, sind Effekte innerer Reibung, die durch (zumindest teilweise) reversible Bewegungen von Atomen verursacht werden. Eine detaillierte Übersicht über Effekte innerer Reibung kann in Schaller et al. (2001) gefunden werden. Die durch diese Effekte verursachte Dissipation von Wärme ist oft abhängig von der Lastamplitude. Beispielhaft sollen zwei Effekte nachfolgend kurz geschildert werden.

In krz-Werkstoffen mit interstitiell gelösten Fremdatomen kann es zur Probenerwärmung durch den Snoek-Effekt kommen, bei dem die Fremdatome unter mechanischer Last durch Diffusion ihren Platz wechseln, weil andere Oktaederlücken durch die elastische Verzerrung des Gitters unter mechanischer Last günstiger orientiert sind (Schaller et al. 2001). In kfz-Werkstoffen kann ein ähnlicher Effekt bei Substitutionsatomen auftreten (Maquin und Pierron 2009).

Auch durch den Bordoni-Effekt kann es sowohl in krz- als auch in kfz-Werkstoffen zur Wärmedissipation kommen. Sind Versetzungen an beiden Enden bspw. durch andere Versetzungen fest verankert, können sie sich unter zyklischer Last auch bei kleinen Amplituden geringfügig hin und her bewegen, ohne aber ein Hindernis überwinden oder schneiden zu können. Dieser mechanische vollständig reversible Prozess ist thermodynamisch durch die Gitterreibung nicht vollständig reversibel und daher mit einer Wärmedissipation verbunden (Cugy und Galtier 2002).

Effekte innerer Reibung besitzen vor allem bei rein elastischer Beanspruchung und hohen Frequenzen Relevanz, da sie sonst kaum messbar sind. Diese Bedingungen sind in VHCF-Versuchen oft gegeben. Verglichen mit der Wärmedissipation bei plastischer Verformung sind diese Effekte aber immer noch sehr klein. Die jeweilige Temperaturerhöhung durch Effekte innerer Reibung muss für verschiedene Werkstoffgruppen und -zustände kritisch hinterfragt werden. Für austenitischen Edelstahl wird dieser Frage in Kapitel 4.3.1 nachgegangen.

Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit in LSV

Ergebnisse aus der einschlägigen Literatur der letzten Jahrzehnte zeigen, dass ein Zusammenhang zwischen einem nicht-linearen Anstieg der Proben temperatur im Laststeigerungsversuch (LSV) und der HCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ existiert. Abb. 2.26 zeigt drei Vorschläge aus der Literatur zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit anhand des Temperaturverlaufs im LSV.

In Abb. 2.26a+b ist auf der Ordinate für jede Laststufe die jeweilige stationäre Temperatur ΔT_{stat} innerhalb dieser Laststufe aufgetragen. Abb. 2.26c dagegen zeigt die Temperaturerhöhung bei einer kontinuierlichen Erhöhung der Spannungsamplitude. Abb. 2.26a geht auf einen Vorschlag von Risitano (z.B. La Rosa und Risitano 2000) zurück. Er bestimmt die HCF-Ermüdungsfestigkeit als die höchste Spannungsamplitude, bei der der Temperaturanstieg praktisch Null ist ($\Delta T_{stat} = 0$).

Andere Autoren stellen fest (Luong 1995, Curà et al. 2005), dass auch schon bei sehr kleinen Amplituden ein nahezu linearer Anstieg in der Temperatur, verursacht durch innere Reibung, zu beobachten ist, und schlagen deshalb die Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit anhand der Schnittpunkte der beiden Geraden, wie in Abb. 2.26b dargestellt, vor.

Walther (2007) trägt, in Anlehnung an Dengel und Harig (1980), in einem ähnlichen Vorgehen ΔT über der Lastspielzahl auf und bestimmt grafisch die Lastspielzahl, bei der ein exponentielles Wachstum von ΔT startet (Abb. 2.26c). Die HCF-Ermüdungsfestigkeit kann dann als die bei dieser Lastspielzahl wirkende Spannungsamplitude abgeschätzt werden.

Die Ansätze unterscheiden sich in ihrer grundsätzlichen Vorgehensweise kaum. Die Autoren der Vorgehensweisen aus Abb. 2.26a+b haben ähnliche Werkstoffe (unlegierte Stähle) untersucht. Dass sie unterschiedliche Verläufe der Temperatur zu Versuchsbeginn feststellen konnten, könnte durch eine geringere Genauigkeit der Temperaturmessung in Abb. 2.26a verursacht sein, die den geringen Temperaturanstieg zu Beginn des Versuchs nicht auflösen konnte. Die Verfahren in Abb. 2.26a und c werden zu ähnlichen Ergebnissen führen, solange der anfängliche Temperaturanstieg bei dem untersuchten Werkstoff vernachlässigbar ist.

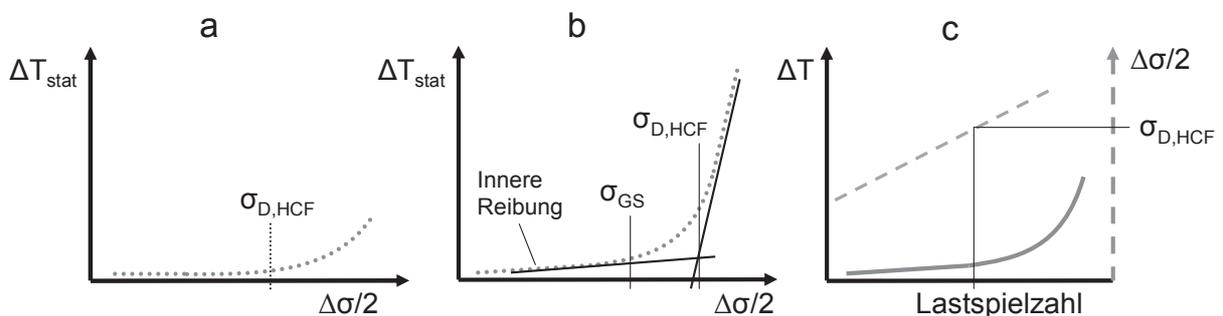


Abb. 2.26: Ansätze zur grafischen Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit $\Delta\sigma_{D,HCF}$ in Laststeigerungsversuchen anhand des Temperaturverlaufs. Bei a) und b) unter Verwendung der stationären Temperatur ΔT_{stat} , bei c) unter Verwendung der Temperaturerhöhung ΔT . σ_{GS} = Beginn Gleitspurbildung, $\sigma_{D,HCF}$ = HCF-Ermüdungsfestigkeit.

Die in Abb. 2.26 geschilderten Ansätze konnten für eine sehr große Anzahl verschiedener Eisen- und Nichteisenwerkstoffe die HCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ mit akzeptablen Ab-

weichungen vorhersagen. Die Schwäche dieser Ansätze ist die oft fehlende physikalische Basis für die Interpretation der Versuchsergebnisse. Einige Autoren konnten aber zeigen, dass die Veränderungen im Temperaturverlauf mit konkreten Schädigungsabläufen korreliert werden können. Eine gute Übersicht dazu bietet Walther (2007).

Cugy und Gaultier (2002) stellen fest, dass der exponentielle Anstieg der Temperatur für einen S355-Stahl nicht mit der HCF-Ermüdungsfestigkeit sondern dem Beginn der Gleitspurbildung an der Oberfläche zusammenfällt (σ_{GS} in Abb. 2.26b). Ähnliches stellen auch andere Autoren fest (vgl. Meneghetti 2007). Ranc et al. (2008) finden starke Temperaturerhöhungen während der Rissinitiierung an einem hochfesten Stahl. Es ist somit experimentell verifiziert worden, dass eine Erhöhung der Temperatur mit dem Beginn einer (möglicherweise sehr lokalen) Schädigung einhergeht. Weiterhin scheint es plausibel anzunehmen, dass Schädigungsabläufe, die zu einer deutlichen Temperaturerhöhung führen, bei hohen Lastspielzahlen zu einer Rissinitiierung führen können.

Allerdings ergibt sich die HCF-Ermüdungsfestigkeit nicht nur aus einem Schwellenwert für die Rissinitiierung sondern auch aus der Hinderniswirkung mikrostruktureller Barrieren und der damit verbundenen kritischen Risslänge, die für die Überwindung dieser Barrieren notwendig ist. Die Wirkung mikrostruktureller Barrieren wird bei den erläuterten Ansätzen dann indirekt berücksichtigt, wenn das Überschreiten der kritischen Risslänge und das damit verbundene stetige Wachsen der Risse zu einer messbaren Temperaturerhöhung führen. Gerade bei hohen Prüffrequenzen ist eine solche messbare Temperaturerhöhung wahrscheinlich und auch von Ranc et al. (2008) in einem Ultraschallermüdungsversuch schon gemessen worden. Ob eine lokale Schädigung mit dem Erreichen der HCF-Ermüdungsfestigkeit einhergeht, muss für den jeweiligen Werkstoff nachgewiesen werden.

Cugy und Galtier (2002) zeigen auch Grenzen der Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit in LSV auf. Stähle mit identischer HCF-Ermüdungsfestigkeit können sehr unterschiedliche Temperaturverläufe aufweisen, die anhand einfacher Schemata (wie in Abb. 2.26) kaum interpretierbar sind. Außerdem haben Mittelspannungen auf den Temperaturverlauf keinen Einfluss, wohl aber auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit. In Anbetracht der allgemein akzeptierten Annahme, dass bei Unterschreiten einer kritischen plastischen Dehnungsamplitude die HCF-Ermüdungsfestigkeit erreicht ist, scheint die Vorhersage anhand von thermographischen Messungen aber durchaus berechtigt, da die plastische Dehnung in direktem Zusammenhang mit der Proben temperatur steht. Eine Kenntnis der werkstoffspezifischen kritischen Schädigungsmechanismen ist aber die Voraussetzung für eine sinnvolle Interpretation von LSV-Temperaturverläufen. Liegen die Spannungsamplituden für den Beginn lokaler Schädigung, Rissinitiierung und HCF-Ermüdungsfestigkeit weit auseinander, kann dies zu sehr konservativen Lebensdauerabschätzungen führen.

Eine kritische Diskussion der geschilderten Vorgehensweisen und Annahmen zur Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit folgt im Kapitel 4 dieser Arbeit (s. Abschnitt 4.3.4).

3. Experimentelle Methoden

3.1 Werkstoff

Der im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen verwendete austenitische Edelstahl trägt die EN-Werkstoffnummer 1.4301 (X5CrNi18-10), bzw. die amerikanische Bezeichnung AISI 304, erfüllt aber genauso die Vorgaben für die Werkstoffnummer 1.4307 (AISI 304L). Tabelle 3.1 zeigt die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs laut Spektralanalyse, welche weitgehend die an der Schmelze ermittelten Werten aus dem Lieferantenzugnis bestätigt. Die aus der chemischen Zusammensetzung bestimmten Werte für die M_{d30} -Temperatur (Gl. 2.5) und die Stapelfehlerenergie (Gl. 2.4) können ebenfalls Tabelle 3.1 entnommen werden. Der Ni-Gehalt liegt nahe der zulässigen Untergrenze von 8 % für diesen Werkstoff und reduziert die Austenitstabilität, dagegen erhöhen vergleichsweise hohe Anteile an N und Mn die Austenitstabilität. Die M_{d30} -Temperatur liegt unterhalb der Raumtemperatur, d.h. erst unterhalb der Raumtemperatur kommt es bei einer Verformung von 30 % zu einer Martensitbildung von 50 Vol-%.

Tabelle 3.1: Zusammensetzung (Masse-%), M_{d30} -Temperatur und Stapelfehlerenergie (γ_{SF}) des verwendeten Werkstoffs.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	V	Co	N	M_{d30} [°C]	γ_{SF} [mJ/m ²]
0,024	0,43	1,43	0,021	0,007	0,14	18,3	0,038	8,11	0,1	0,05	0,067	2,8	22,8

Der Werkstoff lag in Form von kaltgewalzten Blechtafeln (2000 x 1000 mm, Ausführung 2B) mit einer Dicke von 2 mm vor. Das Gefüge ist in Abb. 3.1a+b dargestellt. Es ist nach dem Kaltwalzen während einer Wärmebehandlung vollständig rekristallisiert und weist eine hohe Anzahl von Zwillingen auf. Martensit ist nicht sichtbar. Im oberen Bereich der Abb. 3.1b ist die Existenz von Seigerungszeilen zu beobachten. Das verwendete Ätzmittel Beraha I wird auch zum Nachweis von Seigerungszeilen eingesetzt (Weck und Leistner 1983). Sehr vereinzelt konnten δ -Ferritzeilen gefunden werden.

Der ferromagnetische Phasenanteil im Anlieferungszustand, bestehend aus Martensit und δ -Ferrit, liegt laut magnetinduktiver Messung (vgl. Abschnitt 3.3.3) bei 0,5 Vol-%. In Schliffbildern zeigen sich sehr vereinzelt δ -Ferritzeilen. Die mittlere Sehnenlänge bestimmt nach dem Linienschnittverfahren ohne Berücksichtigung der Zwillingskorngrenzen beträgt 24,6 μm .

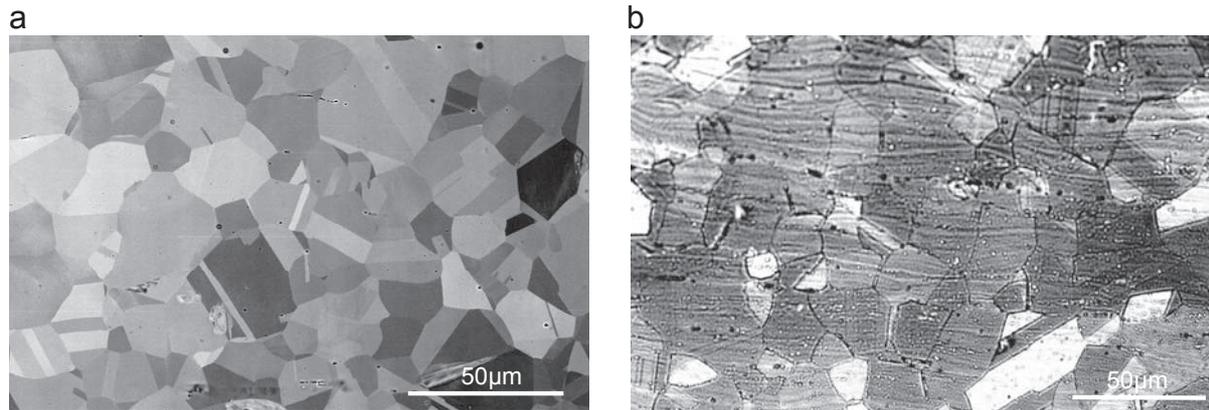


Abb. 3.1: Gefüge des verwendeten Werkstoffs im Anlieferungszustand a) rasterelektronenmikroskopisch und b) lichtmikroskopisch (Färbung nach Beraha I), Walzrichtung \leftrightarrow

Nichtmetallische Einschlüsse konnten am Rasterelektronenmikroskop nachgewiesen und deren chemische Zusammensetzung durch energiedispersive Röntgenspektroskopie (vgl. Abschnitt 3.3.1) bestimmt werden (Abb. 3.2a+b). Die Einschlüsse enthalten hohe Anteile an Ti, Cr, Mn. Außerdem sind O und Al nachweisbar (Abb. 3.2b). Der hohe Sauerstoffgehalt und die hohe Affinität von Cr zu Sauerstoff deuten darauf hin, dass es sich hier um oxidische Einschlüsse handelt. Außer der in Abb. 3.2a erkennbaren langgestreckten Einschlussgeometrie kommen auch runde und seltener kantige Einschlussgeometrien vor. Unabhängig von der Form ist die chemische Zusammensetzung immer sehr ähnlich.

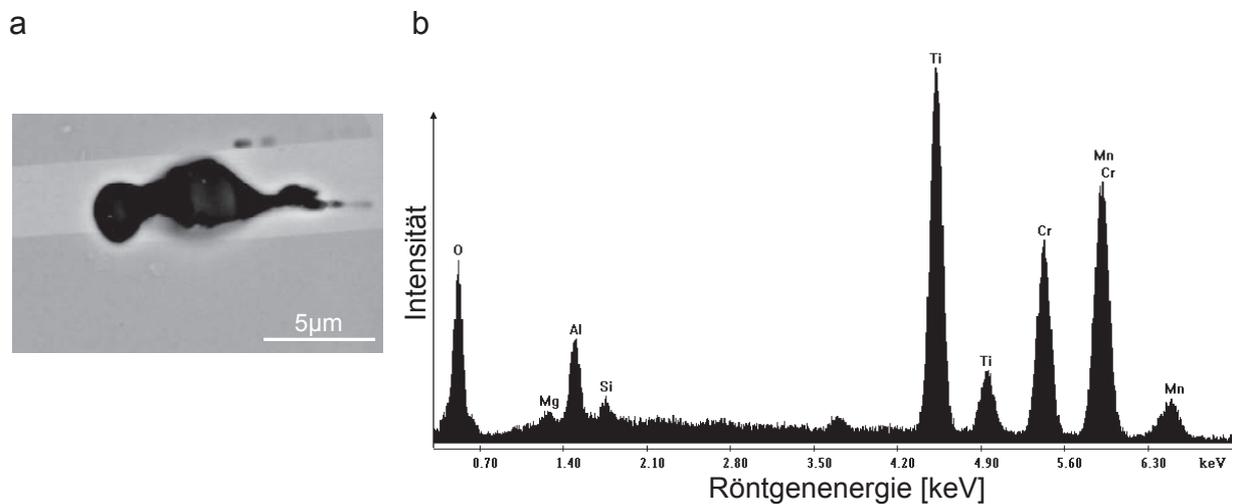


Abb. 3.2: a) Nichtmetallischer Einschluss und b) typisches Röntgenspektrum eines Einschlusses

Die Größenverteilung der Einschlüsse kann Abb. 3.3 entnommen werden. Die Häufigkeit einer Einschlussgröße nimmt mit wachsender Einschlussgröße exponentiell ab. Größere Einschlüsse ($x > 5 \mu\text{m}$) besitzen meist eine langgestreckte Geometrie, kleinere Einschlüsse dagegen sind eher rund und selten auch kantig.

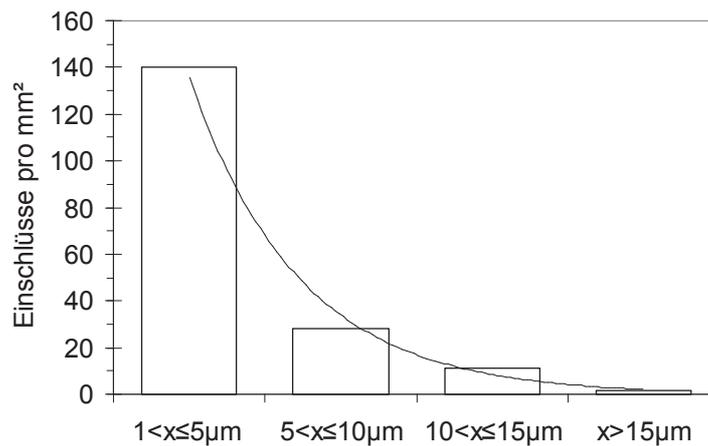


Abb. 3.3: Einschlussdichte (Einschlüsse pro mm²) in Abhängigkeit von der Einschlussbreite x , ermittelt anhand von REM-Untersuchungen mit einer Gesamtfläche von 0,534 mm². Untersucht wurde der Blechquerschnitt sowohl längs wie auch quer zur Walzrichtung

3.2 Ermüdungs- und Zugversuche

3.2.1 Materialprüfsysteme

Im Folgenden werden die für die Ermüdungs- und Zugversuche verwendeten Prüfsysteme geschildert.

Resonanzpulsationsprüfstand

Für einen Großteil der in dieser Arbeit geschilderten Ermüdungsversuche wurde ein Resonanzpulsationsprüfstand der Marke Rumul (Modell Testronic) verwendet. In diesem Prüfstand wird eine Ermüdungsprobe dadurch belastet, dass sie als Federelement zwischen zwei gegeneinander in Resonanz schwingenden Massen dient (Abb. 3.4). Das Feder-Masse-System wird durch einen Elektromagneten zu einer sinusförmigen Schwingung angeregt. Nimmt man vereinfacht an, dass Einspannsystem und Probe aus einem Stab mit der Länge L , der Querschnittsfläche A_F und dem E-Modul E bestehen, kann die Eigenfrequenz f_0 durch die Gleichung

$$f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{E(T) A_F}{L} \frac{m_0 + m_1}{m_0 \cdot m_1}} \quad (3.1)$$

beschrieben werden.

Eine Veränderung der Prüffrequenz ist somit nur durch eine Änderung der Probengeometrie oder eine Verwendung anderer Schwingmassen möglich. Ändert sich die Eigenfrequenz der Probe, regelt die Maschine die Prüffrequenz nach, bis sie wieder mit der Eigenfrequenz übereinstimmt. Die Prüffrequenz wird weiterhin maßgeblich durch die Probendämpfung beeinflusst, worauf in Kapitel 4.3.3 näher eingegangen werden wird. Das Prüfsystem erlaubt Prüffrequenzen von 45 - 250 Hz. Für die in dieser Arbeit verwendete Probengeometrie lagen die Prüffrequenzen zwischen 80 und 100 Hz. Aufgrund der starken Eigenerwärmung der Pro-

ben während der Ermüdung war, trotz Verwendung einer Druckluftkühlung, eine Prüfung bei höheren Frequenzen nicht möglich.

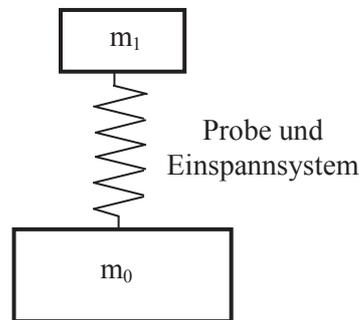


Abb. 3.4: Schematisches Funktionsprinzip eines Resonanzpulsationsprüfstandes

Die verwendete Probengeometrie ist in Abb. 3.5 dargestellt und wird im Folgenden als „Ermüdungsprobe 1“ bezeichnet. Zur Verhinderung von Querschwingungen wurde bei den Versuchen am Resonanzpulsator meist eine Knickstütze (ebenfalls aus dem Werkstoff 1.4301) verwendet. Eine Zeichnung der Knickstütze befindet sich im Anhang. Um die Reibung zwischen Knickstütze und Probe zu minimieren, sind die Proben an den Auflageflächen der Knickstütze mit Teflonfolie beklebt worden.

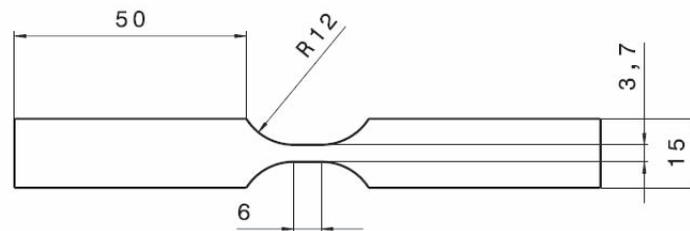


Abb. 3.5: Probengeometrie „Ermüdungsprobe 1“. Die Probendicke hängt von Vorverformungsgrad ϵ_w des Blechs ab. Für $\epsilon_w = 0$ beträgt die Dicke 2 mm

Ultraschallermüdungsprüfstand

Der verwendete Ultraschallermüdungsprüfstand wurde am *Institut für Physik und Materialwissenschaft (IPM) der Universität für Bodenkultur Wien* von der Arbeitsgruppe um Prof. Mayer entwickelt und basiert auf folgendem Funktionsprinzip.

Ein von einem Ultraschall-Verstärker erzeugtes sinusförmiges Spannungssignal wird von einem piezoelektrischen Ultraschallwandler in eine mechanische Ultraschallschwingung transformiert. Diese Longitudinalwelle wird in das Verstärkungshorn eingeleitet (Abb. 3.6). Entsprechen sich die Frequenz der Ultraschallschwingung und die Resonanzfrequenz der Probe inkl. Einspannvorrichtung, kann die Schwingungsamplitude ausreichen, um die Probe zu ermüden. Die Ultraschallschwingung breitet sich in Horn und Probe derart aus, dass es zu mehreren Knotenpunkten kommt, in denen Bewegungs- bzw. Spannungsamplitude Null sind (Abb. 3.6). Die Spannungsamplitude erreicht in der Probenmitte ihr Maximum und ist am Probenende auf der einen Seite und an der Anlagefläche auf der anderen Seite null. Die

Ausbreitung der Schwingung hängt im Wesentlichen von E-Modul, Dichte und Geometrie der Probe ab (Mayer 1999).

Die Ultraschallschwingung wird in regelmäßigen Abständen unterbrochen, um ein zu starkes Aufheizen der Probe zu verhindern. Die erforderlichen Puls-Pause-Zeiten müssen experimentell ermittelt werden.

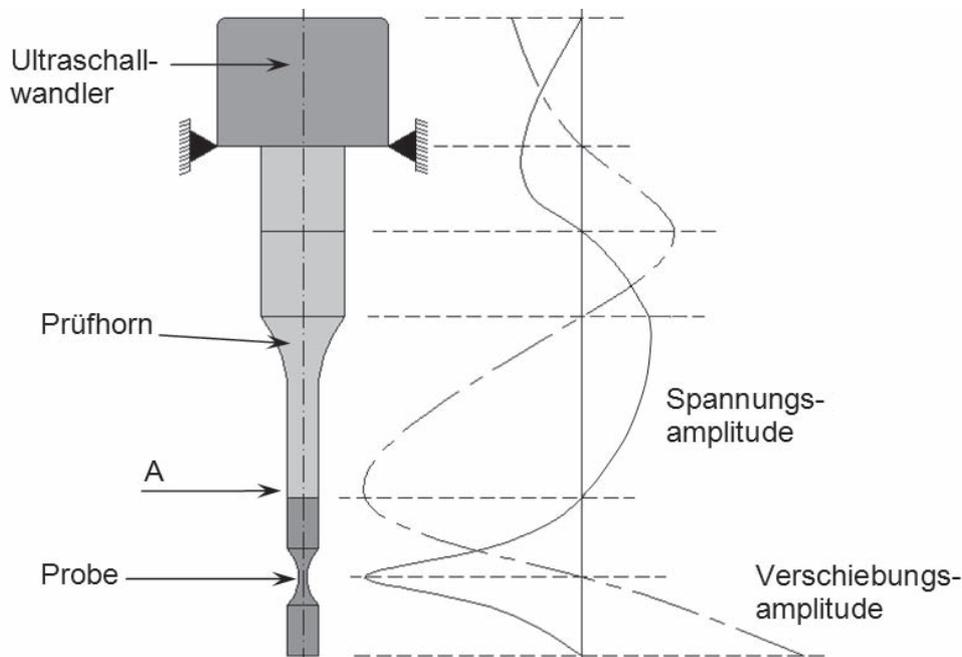


Abb. 3.6: Funktionsprinzip (schematisch) eines Ultraschall-Ermüdungsprüfstands in Anlehnung an Bathias und Paris (2005)

Unter der Annahme rein elastischer Probenverformung ist ein linearer Zusammenhang zwischen der Eingangsspannung des Ultraschallwandlers und der Spannung im Prüfquerschnitt gegeben. Zur Bestimmung der notwendigen Eingangsspannung am Ultraschallwandler wird bei einer kleinen Beanspruchung die Dehnungsamplitude im Prüfquerschnitt durch einen in der Probenmitte aufgeklebten Dehnungsmessstreifen bestimmt. Mit dem Hookschen Gesetz kann die Spannungsamplitude aus der Dehnungsamplitude und dem E-Modul bestimmt werden. Eine lineare Interpolation führt dann zum benötigten elektrischen Spannungssignal am Ultraschallwandler, um die im Prüfquerschnitt erwünschte mechanische Spannungsamplitude zu erreichen. Während des Versuchs regelt die Prüfmaschine die Resonanzfrequenz und die Verschiebungsamplitude am Punkt A (Abb. 3.6). Solange ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen Spannungs- und Dehnungsamplitude gegeben ist, kann die Schwingung konstant gehalten werden, auch wenn sich durch Schädigungsprozesse in der Probe die Resonanzfrequenz verändert.

Die Probengeometrie ist von großer Bedeutung, sie muss eine Resonanzfrequenz für eine Schwingung in Probenlängsrichtung zwischen 18-21,5 kHz aufweisen und eine Dehnungsamplitude in der Probenmitte ermöglichen, die ausreicht, um die Probe zu ermüden. Daher wurden Modalanalysen verschiedener Probengeometrien mit dem kommerziellen FE-Programm IDEAS[®] durchgeführt. In Abb. 3.7 ist eine Variante der simulierten Probengeometrien dargestellt. Beispielhaft zeigt Abb. 3.8, dass die Resonanzfrequenz mit der Probenlänge sinkt

und die Werte aus der Simulation experimentell bestätigt werden konnten. Abweichungen zwischen Simulation und Versuch sind auf Unterschiede in der Qualität der Klebeverbindung zwischen Probe und Gewindeadapter zurückzuführen. Die endgültige Probengeometrie ist in Abb. 3.9 dargestellt. Die Probenlänge wurde je nach Probenzustand (Martensitanteil) und Dickenabnahme durch Vorverformung leicht variiert.

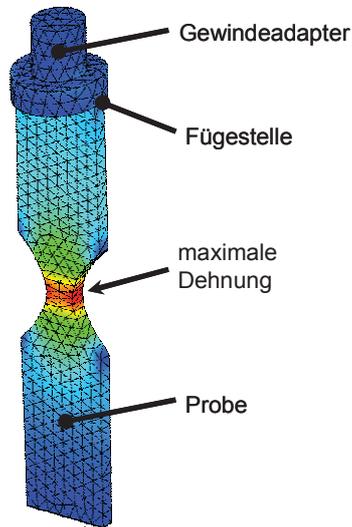


Abb. 3.7: Spannungsverteilung in der Probe aus der FEM-Rechnung

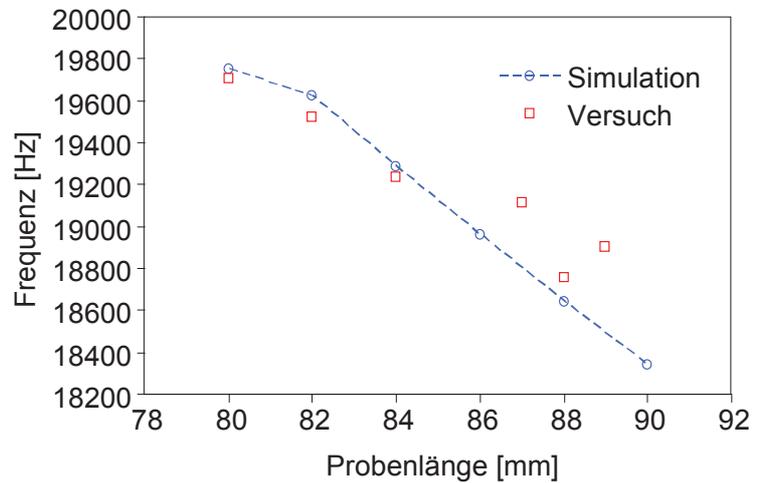
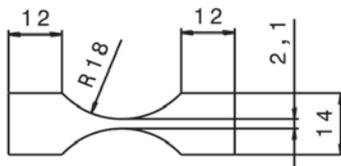
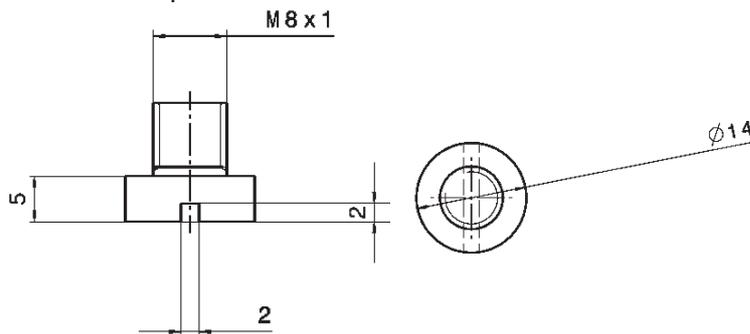


Abb. 3.8: Vergleich simulierter und experimenteller Resonanzfrequenz bei rein elastischer Beanspruchung

Probe:



Gewindeadapter:



Zusammenbauzeichnung:

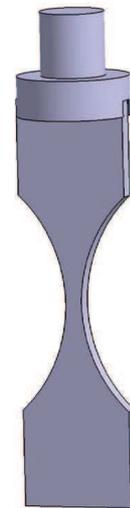


Abb. 3.9: Zeichnung der Ultraschallermüdungsprobe und des Gewindeadapters („Ermüdungsprobe 2“)

Zur Verbindung der Flachprobe mit dem Gewindeadapter, der ein Einschrauben in das Prüfhorn ermöglicht, wurde ein 2-Komponenten-Epoxidharz-Kleber verwendet. Die Aushärtung erfolgte im Heißluftofen bei 70 °C. Die Klebeverbindung wies eine akzeptable Reproduzierbarkeit des Schwingungsverhaltens bei unterschiedlichen Proben auf, wohingegen es bei anderen Verfahren (Schweißen, Löten) zu großen Unterschieden kam.

Aufgrund eines starken Temperaturanstiegs während der Belastungszyklen war das Kühlen von Proben während des Versuchs mit Druckluft notwendig. Die Puls-Pause-Zeiten wurden in Versuchen ermittelt, begleitet durch Temperaturmessungen mittels Wärmebildkamera. Die Erwärmung der Probe steigt stark mit steigender Last, weshalb auch die optimalen Puls-Pause-Zeiten lastabhängig sind. Typische Puls-Pausezeiten waren 90 ms Puls und 2000 ms Pause.

Servohydraulisches Prüfsystem

Eine servohydraulische Prüfmaschine der Fa. Schenck (Modell PS z100 B) wurde für Ermüdungsversuche, Zugversuche und die Probenvorverformung benutzt. Das Prüfsystem ermöglichte die Kühlung der Proben in einer mit flüssigem Stickstoff gekühlten Klimakammer (Fa. Airtemp). Ein Eurothermregler wurde entweder zur Regelung der Probentemperatur mittels eines Ni-CrNi-Thermoelementes benutzt oder zur Regelung der Kammertemperatur durch einen Pt100-Temperaturfühler.

Die Dehnungsmessung in Ermüdungsversuchen erfolgte anhand von aufgeklebten Dehnungsmessstreifen (DMS), deren Dehnungssignal über einen TF-Messverstärker (Peekel Picas) erfasst und als Analogsignal an die Messdatenerfassung der Prüfmaschine weitergeleitet wurde. Für die Ermüdungsversuche wurde die Geometrie „Ermüdungsprobe 1“ (Abb. 3.5) verwendet.

Die Messdatenerfassung für die Zugversuche ist in Abb. 3.10 erkennbar. Während der Versuche wurden das Kraft-/Wegsignal, der Martensitgehalt (Feritscope) und die Temperatur (Thermoelement) aufgezeichnet. Weitere Details sind in Schaumann (2008) beschrieben. Die verwendete Probengeometrie zeigt Abb. 3.11. Die kurze Prüflänge ergibt sich aus dem begrenzten Raum in der Klimakammer.

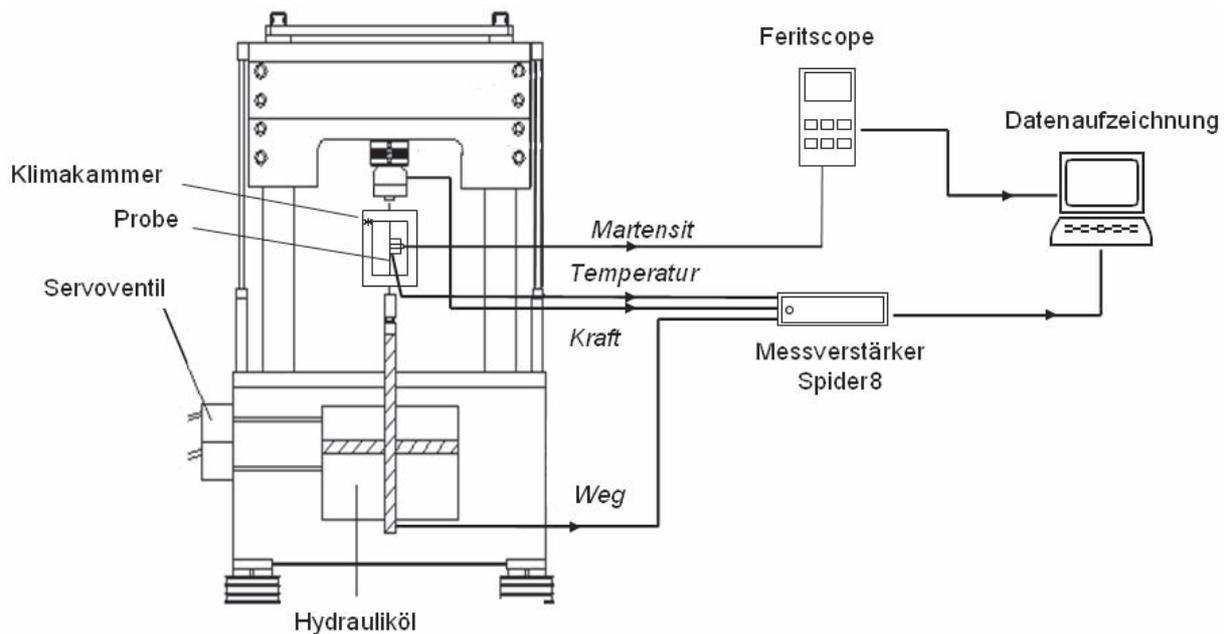


Abb. 3.10: Schematischer Aufbau der Messdatenerfassung bei Tieftemperatur-Zugversuchen am servohydraulischen Prüfsystem

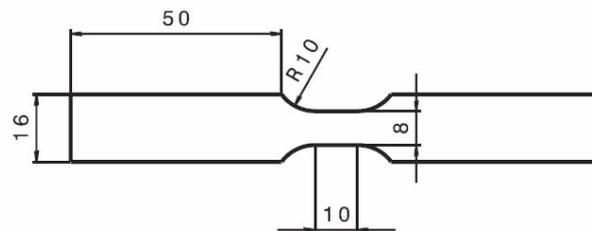


Abb. 3.11: Probengeometrie für Tieftemperatur-Zugversuche am servohydraulischen Prüfsystem

Elektromechanische Prüfsysteme

Zugversuche bei Raumtemperatur wurden vorwiegend an einem elektromechanischen Prüfsystem (Inspekt 100) der Fa. Hegewald & Peschke mit hydraulischer Einspannung und einem Videoextensometer durchgeführt. Das Video-Extensometer der Fa. Messphysik bestimmt die Dehnung anhand der Verschiebung von zwei Messmarken auf der Probe, die mit einer CCD-Kamera erfasst wird. Auch hier wurden der Martensitgehalt und die Probentemperatur in-situ gemessen. Die Messdatenerfassung entspricht weitgehend dem in Abb. 3.10 geschilderten Versuchsaufbau mit der zusätzlichen Aufnahme eines Dehnungssignals (vgl. auch Schaumann 2008).

Für Versuche mit einachsiger (= einstufiger) Verformung ist die Probengeometrie in Abb. 3.12 verwendet worden. Für den ersten Verformungsschritt der zweistufigen Verformung (s. nächster Abschnitt) wurde eine ähnliche, etwas kürzere Probengeometrie verwendet (Abb. 3.13), da die Dimensionen der vorverformten Bleche nach dem ersten Umformschritt für die Probengeometrie in Abb. 3.12 zu klein waren.

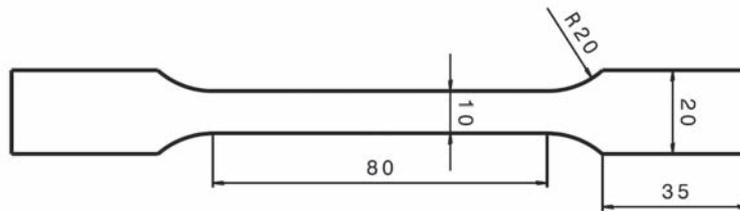


Abb. 3.12: Probengeometrie für Zugversuche bei Raumtemperatur

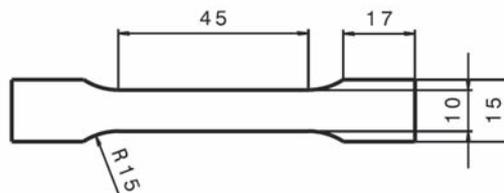


Abb. 3.13: Probengeometrie für Zugversuche bei Raumtemperatur bei zweistufiger Verformung

Zur Vorverformung großer Bleche für die zweistufige Verformung (s. nächster Abschnitt) kam eine elektromechanische Zugprüfmaschine der Fa. Zwick mit mechanischer Einspannung zum Einsatz. Die Dehnungserfassung erfolgte hier bis ca. 6 % Gesamtdehnung mit einem mechanischen Feindehnungsmesser und anschließend durch eine Extrapolation aus dem analytischen Zusammenhang zwischen der Anzeige des Feindehnungsmessers und des Traversenwegaufnehmers.

3.2.2 Probenherstellung und Probenbearbeitung

Der in der Einleitung dieser Arbeit beschriebene Blechumformprozess besteht aus zwei Umformschritten:

1. U-O-Einformung: Hier findet plastische Verformung vor allem durch einachsigen Zug im Schenkelbereich bei der U-Einformung statt. Die Umformgrade, die im Radius des U-eingeformten Bleches und bei der O-Einformung erreicht werden, sind dagegen zu gering für eine Martensitbildung.
2. Beim Rotationszugbiegen des Rohres kommt es zur Umformung in Folge von Zugspannungen am Außenradius, bzw. Druckspannungen am Innenradius. Die Richtung dieser Zug-, bzw. Druckspannungen liegt im Winkel von 90° zur Umformrichtung bei der U-Einformung.

Die mechanischen Eigenschaften, die martensitische Umwandlung und die Ermüdungseigenschaften des so umgeformten Blechformteils werden in dieser Arbeit anhand von Zugversuchen und Ermüdungsversuchen analysiert. Die Randbedingungen und Umformrichtung während der Zug- und Ermüdungsversuche bilden dabei weitgehend den realen Umformprozess ab. Zur Abbildung des ersten Umformschrittes wurden Zugproben einachsig (= einstufig) verformt, bzw. Ermüdungsproben vor der Ermüdung einachsig vorverformt. Zur Abbildung beider Umformschritte wurden dagegen Zugproben zweistufig verformt, bzw. Ermüdungsproben zweistufig vorverformt, wobei die beiden Verformungsrichtungen im Winkel von 90° zueinander orientiert waren, wie es auch im betrachteten Umformprozess der Fall ist. Es wird nun getrennt die Herstellung der Ermüdungsproben und der Zugproben geschildert.

Probenherstellung der Zugproben

Zur Abbildung der einachsigen U-Einförmung wurden dem verwendeten Edelstahlblech im Anlieferungszustand Zugproben entnommen und einachsig verformt. Zur Abbildung der U-Einförmung mit anschließendem Rotationszugbiegen wurden Bleche (210 x 150 x 2 mm) erst an einer elektromechanischen Prüfmaschine (Zwick) um den Betrag $\varepsilon_{w,x} = 0,18$, bzw. $0,25$ ($\dot{\varepsilon} = 0,5\%/s$) gezogen, anschließend in Querrichtung Zugproben (Probengeometrie s. Abb. 3.13) entnommen und diese dann mit einer elektromechanischen Prüfmaschine (Hegewald & Peschke) um einen definierten Betrag $\varepsilon_{w,y}$ (bei $\dot{\varepsilon} = 0,05$, $0,5$ oder $2\%/s$) bis zum Bruch gezogen (Abb. 3.14).

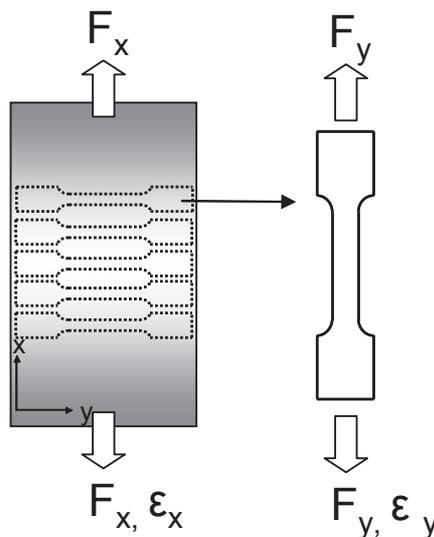


Abb. 3.14: Umformschritte der zweistufigen Zugversuche

Probenherstellung der Ermüdungsproben

Ein Hauptziel dieser Arbeit ist die Charakterisierung des Einflusses von durch monotone Vorverformung induziertem α' -Martensit auf das HCF- und VHCF-Ermüdungsverhalten von Edelstahl. Dazu war die Herstellung von Proben notwendig, die sich bezüglich ihres Martensitgehaltes deutlich unterscheiden. Andere mikrostrukturelle Eigenschaften (Versetzungsdichte, Martensitmorphologie und -verteilung) sollten dagegen ebenso wie geometrische Probeneigenschaften (Umformgrad, Blechdicke, Oberflächenzustand) eine größtmögliche Ähnlichkeit besitzen,.

Es wird nun die Herstellung der einachsig vorverformten Proben zur Abbildung der U-Einförmung geschildert. Damit sich die Proben im Wesentlichen nur durch den Martensitgehalt unterscheiden, wurden Blechstreifen (155 x 15 x 2 mm) in einer servohydraulischen Prüfmaschine unter identischen Bedingungen um $\varepsilon_{pl} = 15\%$ ($\varepsilon_{w,x} = 0,14$) mit $\dot{\varepsilon} = 0,05\%/s$ gezogen (Abb. 3.15a). Variiert wurde dabei lediglich die Probentemperatur ($-100\text{ °C} < T < 23\text{ °C}$) durch die Verwendung einer stickstoffgekühlten Klimakammer, wodurch verschiedene Martensitgehalte gezielt eingestellt werden konnten. Der Zusammenhang zwischen Probentemperatur und Martensitgehalt ist im betrachteten Temperaturbereich linear und kann Abb. 3.15b entnommen werden. Trotz einer Regelung der Probentemperatur durch ein Thermoelement

streuen die Martensitgehalte deutlich um die Regressionsgerade, wie in der Abb. 3.15b ersichtlich. Ursache für die Streuung sind die nicht konstanten Temperaturen der Einspannungen und die dadurch verursachten Schwankungen im Temperaturgradienten in der Probe. Es waren daher oft mehrere Versuche notwendig bis ein gewünschter Martensitgehalt erreicht wurde. Den einachsigen vorverformten Blechen wurde dann jeweils eine Ermüdungsprobe entnommen (Abb. 3.15a)

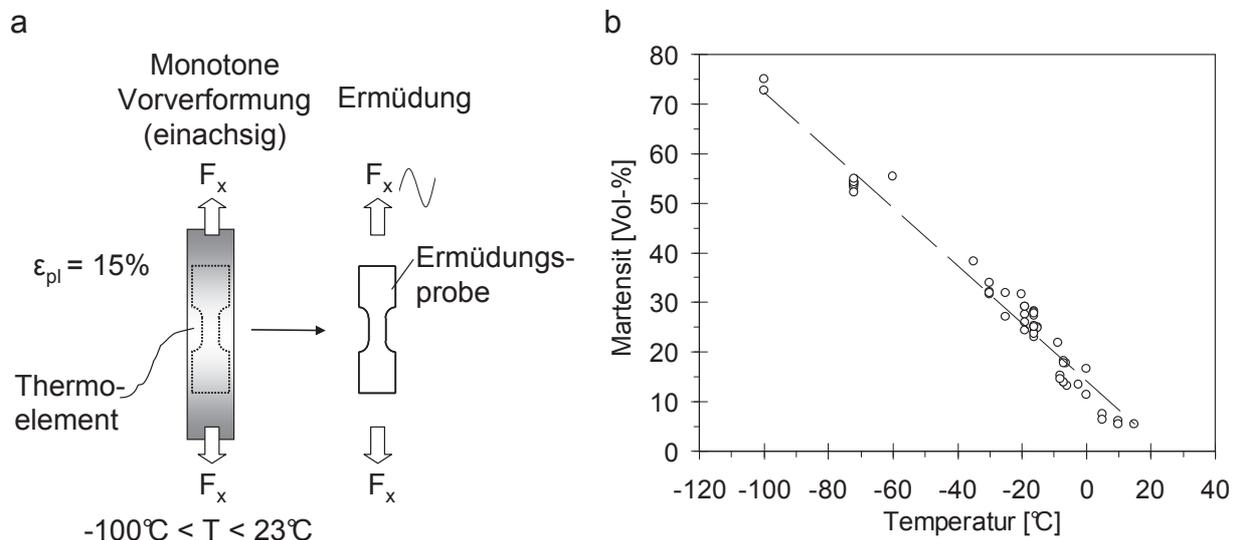


Abb. 3.15: Herstellung teilmartensitischer Proben durch einachsige Zug-Vorverformung a) schematisch b) Zusammenhang zwischen Probentemperatur und Martensitgehalt für $\epsilon_{pl} = 15\%$, bzw. $\epsilon_{w,x} = 0,14$

Die zweistufige Vorverformung fand anhand einer sequenziellen zweiachsigen Zugverformung bei Raumtemperatur statt. Im ersten Schritt wurde ein Blech (210 x 110 x 2 mm) mit einer elektromechanischen Prüfmaschine (Zwick) in x-Richtung um den Betrag ϵ_x umgeformt (Abb. 3.16). Eine Verformung unterhalb von RT war hier aus versuchstechnischen Gründen nicht möglich. Dem Blech wurden dann in Querrichtung schmalere Bleche (Breite 15 mm) entnommen (Abb. 3.16) und diese dann durch eine elektromechanisch erzeugte Zugbeanspruchung (Hegewald und Peschke) in y-Richtung um den Betrag $\epsilon_{w,y}$ weiterverformt. Schließlich sind diesen zweistufig im Winkel von 90° zueinander verformten Blechen Ermüdungsproben entnommen worden. Zur Einstellung verschiedener Martensitgehalte fand die Zugverformung in y-Richtung bei zwei verschiedenen Umformgeschwindigkeiten statt. Die Umformgeschwindigkeiten führten zu unterschiedlicher Eigenerwärmung der Proben während der Umformung und verursachten so verschiedene Martensitgehalte.

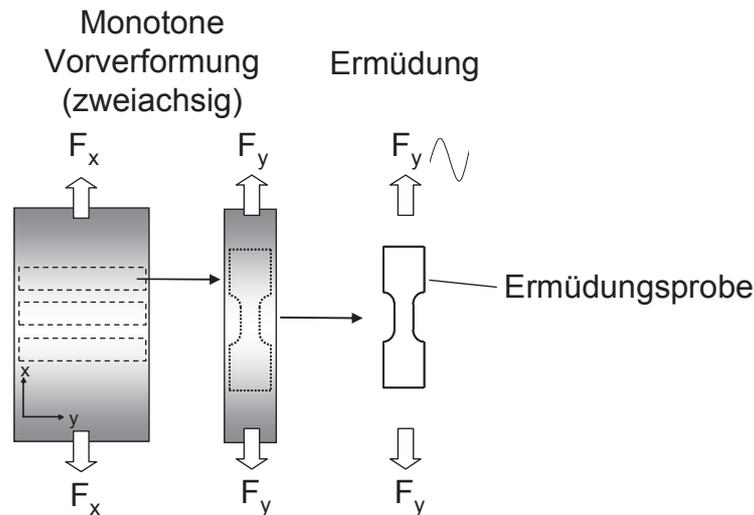


Abb. 3.16: Herstellung teilmartensitischer Proben durch zweistufiger Zug-Vorverformung bei Raumtemperatur. y-Richtung entspricht Walzrichtung

Weiterhin wurden einigen streckgezogenen Bauteilen nach der U-Einformung (vgl. Abb. 1.1) Proben im Schenkelbereich entnommen, um den Einfluss der Reibung zwischen Werkzeug und Blech auf die Ermüdungseigenschaften untersuchen zu können. Die Reibung führt zu hohen Martensitgehalten an der Oberfläche. Die genaue Probenentnahmestelle wird im Ergebnisteil geschildert.

Probenbearbeitung der Ermüdungsproben

Die Ermüdungsproben wurden den unverformten sowie den vorverformten Blechen durch Fräsen entnommen. Der dabei entstehende α' -Martensit an der Oberfläche wurde durch mechanisches Polieren bis zu einer Körnung von 1200 und anschließendes elektrolytisches Polieren entfernt. Dazu wurde ein Elektrolyt folgender Zusammensetzung verwendet: 70 Vol-% Ethanol, 12 Vol-% destilliertes Wasser, 10 Vol-% Diethylenglukolmonobutylether, 8 Vol-% Perchlorsäure (70 %). Die Proben wurden bei einer Elektrolyttemperatur von -15 °C und einer Spannung von 18 V für 60 - 90 Sekunden poliert. Einige wenige Proben wurden nur mechanisch poliert. Im weiteren Verlauf der Ergebnisdarstellung werden diese Proben explizit ausgewiesen. Aus dem Blechbauteil (nach der U-Einformung) entnommene Proben wurden nur an den gefrästen Kanten mechanisch poliert, um den Einfluss des Fräsens auf das Ermüdungsverhalten zu minimieren und die Bauteiloberfläche nicht zu verändern.

3.2.3 Messverfahren

In Ermüdungsversuchen und Zugversuchen wurden abgesehen von in den Prüfständen integrierten Messverfahren ((Video-)Extensometer, Resonanzfrequenzaufzeichnung, Weg-/Kraftmessungen) einige weitere Messverfahren verwendet, um das monotone und zyklische Verformungsverhalten zu charakterisieren. Die verwendete Messelektronik und die Vorgehensweise werden nun geschildert.

Dehnungsmessstreifen (DMS)

Für die Aufzeichnung von Spannungs-Dehnungs-Hysteresen und Wechselverformungskurven wurden die Ermüdungsproben teilweise mit Dehnungsmessstreifen (DMS) der Fa. Kyowa (KFG-1-120-C1-23) mit einem Messbereich von 1 x 1 mm beklebt.

Die DMS wurden in Viertelbrücken-Schaltung mit einer Speisespannung von 5 V verwendet. Als TF-Messverstärker für die DMS-Messungen diente entweder ein Spider 8 Messdatenerfassungssystem der Fa. HBM (Resonanzpulsationsprüfstand), ein PICAS-Messverstärker der Fa. Peekel (servohydraulischer Prüfstand) oder ein im Ultraschall-Prüfstand integrierter Messverstärker für Hochfrequenzsignale > 15 kHz. Die Dehnungserfassung bei hohen $\Delta\sigma/2$ ist mit DMS nicht möglich, da DMS dann nach wenigen tausend Lastspielen ermüden. Die digitale Messdatenspeicherung erfolgte mittels der Software Catman Easy (HBM), den Softwarepaketen Cyclic Fatigue Testware, bzw. Multi Purpose Testware der Fa. MTS oder einem selbstentwickelten LabVIEW-Programm.

Temperaturmessung

Zur Charakterisierung des Wechselverformungsverhaltens kann die Änderung der Proben-temperatur während der Ermüdung verwendet werden (vgl. Kapitel 2.4.6).

Die Temperaturmessung im Ermüdungsversuch erfolgte an drei Positionen, die in Abb. 3.17 zu erkennen sind. Aus den drei gemessenen Temperaturen wurde eine Temperaturänderung ΔT nach folgender Gleichung bestimmt:

$$\Delta T = T_1 - 0,5 \cdot (T_2 + T_3) . \quad (3.2)$$

Diese Verwendung des ΔT -Wertes ist deshalb vorteilhaft, weil Schwankungen in der Umgebungstemperatur den ΔT -Wert nicht beeinflussen.

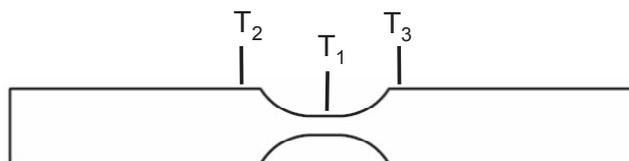


Abb. 3.17: Positionen der Temperaturmessungen an einer Ermüdungsprobe zur Ermittlung von ΔT

Zur Aufzeichnung des ΔT -Wertes in den Ermüdungsversuchen wurden entweder Ni-CrNi-Thermoelemente (mit einem Keithley Digitalvoltmeter und LabVIEW-Datenaufzeichnung) oder eine Infrarot-Wärmebildkamera (Typ Thermovision A-20M) der Fa. Flir verwendet. Die Oberfläche der Ermüdungsproben wurde mit matter schwarzer Farbe lackiert, um einen hohen Emissionsgrad zu erreichen. Der an der Wärmebildkamera einzustellende Emissionsgrad e ist anhand eines Abgleichs mit Thermoelementdaten ermittelt worden ($e = 1$).

Die Aufzeichnung der Proben-temperatur während der Zugversuche besitzt wegen der starken Temperaturabhängigkeit der verformungsinduzierten Martensitbildung große Bedeutung.

Hier erfolgte die Temperaturmessung mittels Thermoelementen (Ni-CrNi), Spider-8-Messdatenerfassungssystem und Catman Easy Software.

Magnetinduktive in-situ-Martensitmessung

In Zugversuchen und einigen Ermüdungsversuchen wurde der Martensitgehalt magnetinduktiv mittels Feritscope MP30 in-situ gemessen. Das Funktionsprinzip wird Abschnitt 3.3.3 erläutert. Eine für den Feritscope-Taster konstruierte Haltevorrichtung wurde mit Gummibändern an den Zugproben fixiert, um auch bei abnehmender Probendicke eine ausreichende Anpresskraft zu erreichen. Die Messdatenerfassung erfolgte mittels eines Visual Basic Programms, das über eine RS232-Schnittstelle mit dem Feritscope kommuniziert.

3.3 Verfahren zur Analyse der Werkstoffmikrostruktur

3.3.1 Licht- und Elektronenmikroskopie

Lichtmikroskopie

Sowohl zur Betrachtung der Oberflächen von Ermüdungsproben wie auch zur Betrachtung der Mikrostruktur anhand von metallographischen Schlifffen wurde ein Zeiss Axioskop 2 verwendet. Die Probenpräparation der Schlifffe bestand nach dem Einbetten aus folgenden Schritten:

1. schrittweises Nassschleifen bis 1200er Körnung
2. elektrolytisches Polieren (Struers Lectropol) für 50 s bei 22 V, notwendig zur Entfernung von verformungsinduziertem Martensit während des Schleifens. (Elektrolytzusammensetzung: 50 ml Perchlorsäure, 750 ml Ethanol, 140 ml destilliertes Wasser)
3. Farbätzen mit Beraha I oder Beschichten durch Kathodenzerstäubung. Beide Verfahren dienen zur Sichtbarmachung der martensitischen Phase und werden im nächsten Abschnitt näher erläutert.

Elektronenmikroskopie

Die Untersuchung von Bruchflächen, Mikrostruktur und Oberflächen von Ermüdungsproben erfolgte an einem Rasterelektronenmikroskop des Herstellers Philips (Typ XL-30). Das Mikroskop ist mit einer Einrichtung zur Electron Backscatter Diffraction (EBSD)-Analyse ausgestattet, die im nächsten Abschnitt näher erläutert wird, da sie zur Visualisierung und Quantifizierung der martensitischen Phase verwendet wurde. Außerdem sind aus EBSD-Daten Kornorientierung und Schmidfaktoren an der Oberfläche von Ermüdungsproben bestimmt worden. Für eine EBSD Analyse von Proben ist ein Entfernen der durch Schleifen eingebrachten Verformung durch elektrolytisches Polieren unabdingbar. Gleiches gilt für Proben, deren Körner im BSE-Kontrast visualisiert werden sollen.

Die Versetzungsanordnung, das Gleitverhalten und die Martensitbildung auf Versetzungsebene wurden an einem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) des Herstellers Hitachi (Typ H-8100) unter Verwendung einer Wolfram-Kathode analysiert. TEM-Proben sind den

Ermüdungsproben in Lastrichtung entnommen und auf eine Dicke von 80 μm geschliffen worden. Anschließend sind aus diesen Folien runde Proben mit einem Durchmesser von 3 mm und einer Kante in Lastrichtung herausgestanzt worden. Das Dünnen zu einer durchstrahlbaren Folie erfolgte dann an einer Struers Tenupol-3 Düsenstrahlapparatur bei 15 $^{\circ}\text{C}$ und 20 V bis zum Abschalten durch Lochbildung. Der verwendete Elektrolyt bestand aus 90 % Essigsäure und 10 % Perchlorsäure.

3.3.2 Röntgenographische Bestimmung der Versetzungsdichte

Die röntgenographische Bestimmung der Versetzungsdichte basiert auf der Untersuchung der durch Gitterfehler hervorgerufenen Verbreiterung der Interferenzlinien. Die Untersuchung der Versetzungsdichte erfolgte am Institut für Werkstoffwissenschaft der TU Bergakademie Freiberg an Zugproben mit verschiedenen Umformgraden und Martensitgehalten. Bestimmt wurde nur die Versetzungsdichte der Austenitphase, da die Intensität der Interferenzlinien für die Martensitphase teilweise zu schwach für die Analyse der Linienverbreiterung war. Bei jeder untersuchten Zugprobe wurden Proben längs und quer zur Lastrichtung entnommen und an diesen Proben jeweils drei Reflexe (200, 220, 311) ausgewertet. Nachdem die gemessene Linienverbreiterung um den instrumentellen Anteil berichtigt war, konnte aus der physikalischen Linienverbreiterung β_{hkl} durch die Gleichung

$$\beta_{hkl} = \frac{K}{\langle D \rangle} + 4\sqrt{\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle} \frac{\sin \theta}{\lambda} \quad (3.3)$$

die mittlere Mikrodehnung $\sqrt{\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle}$ in hkl-Richtung berechnet werden (Simek et al. 2008). Dabei ist $\langle D \rangle$ die mittlere Kristallitgröße, K ein Geometriefaktor der Kristalle, θ die Hälfte des Beugungswinkels und λ die Wellenlänge der verwendeten Strahlung (hier Co).

Nimmt man an, dass die Mikrodehnung durch Versetzungen mit dem Burgersvektor b und der Versetzungsdichte ρ entsteht, gilt der Zusammenhang

$$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle = \frac{\pi}{8} b^2 M^2 \rho \chi_{hkl} . \quad (3.4)$$

M ist ein von der Versetzungsanordnung abhängiger Parameter, χ_{hkl} ist der Kontrastfaktor der Versetzungen und abhängig von der kristallographischen Anisotropie der Linienverbreiterung und den elastischen Konstanten.

Weitere Details zum Versuchsaufbau, zur Vorgehensweise und zur Bestimmung der beschriebenen Parameter sind in Simek et al. (2008) beschrieben. Da nicht alle Parameter in Gl. 3.3 und 3.4 genau bekannt sind, ist eine Bestimmung der absoluten Versetzungsdichte nicht möglich. Stattdessen sind jeweils relative Versetzungsdichten ρ/ρ_0 bestimmt worden, wobei ρ_0 der größte gemessene Wert ist.

3.3.3 Verfahren zur Untersuchung der martensitischen Phase

Röntgenographische Phasenanalyse

Für die quantitative Phasenanalyse mittels Röntgenbeugung stand ein Diffraktometer des Typs PW3040 X'Pert MPD der Fa. Panalytical unter Einsatz von Cu-Strahlung zur Verfügung. Mit Hilfe der zugehörigen Software X'Pert Highscore wurde eine Pseudo-Voigt Profilkfunktion an die gemessenen Peaks angepasst. Die Profilkfunktion wurde dann zur Berechnung des Martensitgehaltes anhand des direkten Vergleichs der berechneten Flächenintensitäten I der jeweiligen Interferenz mit folgender Gleichung (De et al. 2004) angewandt:

$$V_i = \frac{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_i^j}{R_i^j}}{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_{\alpha'}^j}{R_{\alpha'}^j}} \quad (3.5)$$

Der Reflektionsfaktor R_i^j muss für jede Phase i ($= \alpha', \gamma$) und Netzebene j bestimmt werden. Hier wurden die Berechnungen der R_i^j -Werte von Talonen und Hänninen (2004) für die ausgewerteten Reflexe $[(111)_\gamma$ $(220)_\gamma$ und $(110)_\alpha$ $(211)_\alpha]$ verwendet. Abb. 3.18 zeigt die Diffraktogramme von im Querschnitt bestrahlten Zugproben mit unterschiedlichen Martensitgehalten, die in der Abbildung jeweils angegeben sind.

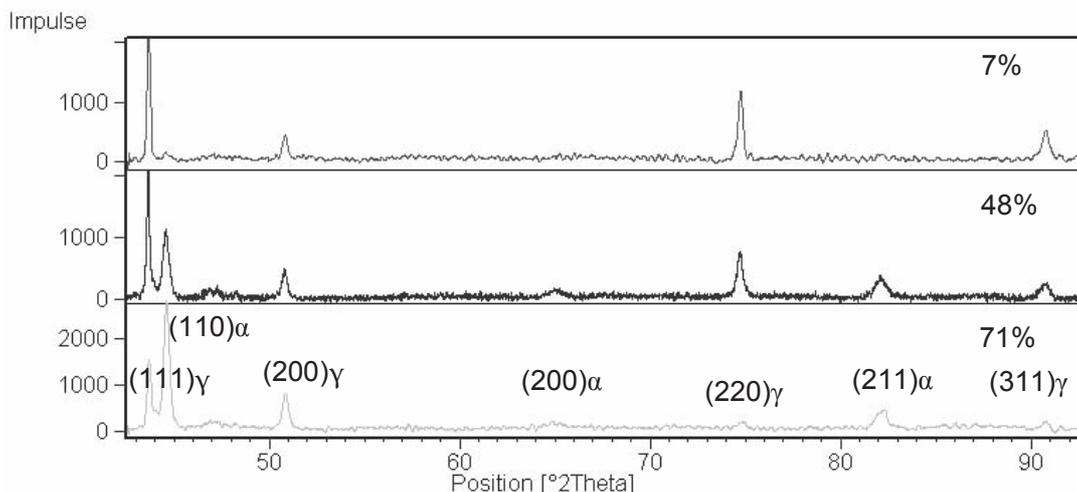


Abb. 3.18: Diffraktogramme von Zugproben mit unterschiedlichen Martensitanteilen (jeweils angegeben), untersucht wurde der Blechquerschnitt quer zur Lastrichtung.

EBSD

Bei der Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Analyse wird im Rasterelektronenmikroskop (REM) ein Elektronenstrahl an verschiedenen Gitterebenen des Kristallgitters einer Probe gebeugt. Um die Eintrittsstelle des Elektronenstrahls bilden sich zwei Kegel (Kosselkegel) für jeden Gitterebentyp. Die Oberflächen dieser Kegel sind der Bereich, in dem die rückgestreuten Elektronen die Braggsche Interferenzbedingung hinsichtlich einer Gitterebentyp erfüllen. Die Schnittpunkte der Kosselkegel mit einem Phosphorschirm („Kikuchi-

Pattern“) werden von einer CCD-Kamera aufgenommen. Anhand dieser Linien kann mittels einer Software Kristallorientierung und Phase bestimmt werden (Baba-Kishi 2002). Die Aufnahme und Auswertung der Kikuchi-Pattern erfolgte mit dem Softwarepaket OIM der Fa. TSL.

Beschichten durch Kathodenzerstäubung

In einer Gaskontrastierkammer werden auf polierte Proben Interferenzschichten durch Kathodenzerstäubung aufgebracht, um Gefügebestandteile lichtmikroskopisch sichtbar zu machen (vgl. Ondracek 1985). Im Rahmen dieser Arbeit wurde in einer Kammer bei Sauerstoffatmosphäre zwischen einer geschliffenen Probe und einer Eisenkathode durch Anlegen einer Hochspannung eine Gasentladung erzeugt (Abb. 3.19a). Dadurch entsteht ein ionisiertes Gas (Plasma, s. Abb. 3.19b). Stoßionisierte, positiv geladene Gasionen werden dann zur Kathode („Target“) hin beschleunigt und schlagen Eisenatome aus der Kathodenoberfläche heraus. Die herausgelösten Eisenatome reagieren mit den Sauerstoffionen zu Eisenoxid. Das somit im Gas enthaltene Eisenoxid setzt sich auf die Probenoberfläche („Substrat“) ab und erzeugt Interferenzschichten, die einzelne Gefügebestandteile der Probe lichtmikroskopisch sichtbar machen (Abb. 3.19c). Mit folgenden Parametern konnte die martensitische Phase sichtbar gemacht werden: 1,8 kV Spannung, 2 mA Entladestrom, 390 sec Beschichtungszeit, 10 mm Probenabstand zur Kathode. Weitere Details zum Versuchsaufbau können Scharf (2008) entnommen werden.

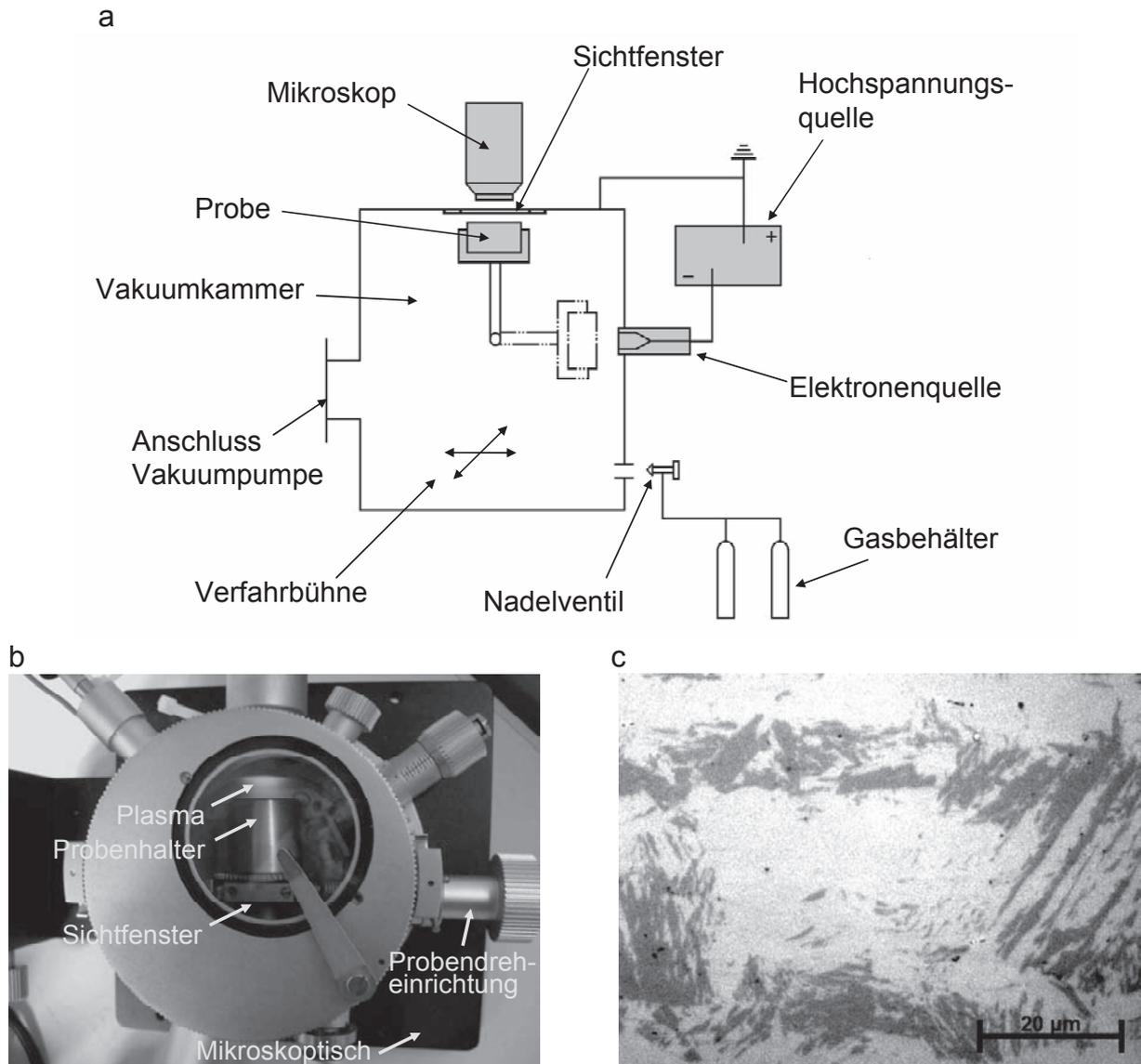


Abb. 3.19: Aufbau einer Gaskontrastierkammer a) schematisch und b) real. c) Lichtmikroskopisches Bild einer Zugprobe mit 13 Vol-% Martensit ($\epsilon = 44\%$), Martensit ist dunkel gefärbt

Farbätzen

Durch Ätzen nach dem Verfahren Beraha I können sowohl die Körner wie auch der α' -Martensit lichtmikroskopisch sichtbar gemacht werden. Der α' -Martensit erscheint braun bis schwarz in hellerem, teils farbigem Austenit. Einige Autoren geben auch an, ϵ -Martensit nach dem Farbätzen identifizieren zu können (Nebel 2002), bzw. beobachten eine dunkle Färbung von Gleitspuren (Leber et al. 2007).

Die Zusammensetzung des Ätzmittels ist (vgl. Weck und Leistner 1983): 100 ml destilliertes Wasser (H_2O), 20 ml Salzsäure (37%), 2,4 g Ammoniumhydrogendifluorid (NH_4HF_2), 0,4 bis 1 g Kaliumdisulfit ($\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$). Die Ätzlösung ist nur 1-2 Stunden anwendbar.

Das Wirkverfahren von Beraha I basiert laut Nebel (2002) darauf, dass sich Kaliumdisulfit in Salzsäure beim Kontakt mit Metalloberflächen in H_2S , SO_2 und S zersetzt. Durch das H_2S

wird ein Sulfid-Film ausgeschieden. Dieser entsteht nur auf martensitischen, ferritischen und austenitischen Regionen, Ausscheidungen sind deshalb nach dem Ätzen nicht gefärbt. Der Kontrast im Lichtmikroskop beruht auf den lokal unterschiedlichen Dicken des Sulfid-Films, die von der Oberflächenenergie bestimmt werden. Auf diese Weise können Martensitmorphologie und Regionen ausgeprägter Martensitbildung identifiziert werden.

Eine andere denkbare Erklärung zur Wirkungsweise des Ätzmittels wäre eine Reaktion der entstehenden Flusssäure zu komplexen Fluorverbindungen, die einen farbigen Kontrast bewirken könnten (Scharf 2008).

Magnetinduktive Messung

Die magnetische Permeabilität austenitischer Stähle steht in funktionalem Zusammenhang mit ihrem magnetischen Phasenanteil. Da die α' -Phase ferromagnetische Eigenschaften aufweist, nicht aber die γ - und ε -Phase, kann über magnetische Messverfahren der α' -Martensitanteil bestimmt werden. Magnetische Messmethoden, die zur Charakterisierung der verformungsinduzierten Martensitbildung benutzt wurden, sind bspw. die magnetische Waage (Talonen et al. 2004), supraleitende Quanten-Interferenz-Detektoren (SQUIDs) (Bassler 1998), Giant-Magneto-Resistance-(GMR)-Sensoren (Nebel 2002) oder das hier verwendete magnetinduktive Verfahren (Weber 2002). Nachteilig an den SQUID-Sensoren ist der hohe technische Aufwand durch die Notwendigkeit einer Kühlung des Sensors auf 77 K und seine sehr hohe Empfindlichkeit bezüglich einer Änderung der Prüfposition, Probengeometrie oder Mikrostruktur (Bassler 1998). Auch GMR-Sensoren sind hochempfindlich und bilden nicht nur den magnetischen Anteil ab. Die Ergebnisse von Messungen mit magnetischen Waagen sind ebenfalls stark abhängig von der Probengeometrie (Talonen et al. 2004). Die magnetinduktive Messung ist dagegen werkstoff- und probengeometrieübergreifend einsetzbar und wird daher hier verwendet.

Der magnetinduktiven Messmethode liegt das folgende Funktionsprinzip zugrunde: Durch eine stromdurchflossene, um einen Weicheisenkern gewickelte Spule wird ein magnetisches Wechselfeld erzeugt, das in die Nähe des Prüfkörpers gebracht wird (Abb. 3.20). Nach dem Induktionsgesetz wird in dem Prüfkörper, der sich in einem magnetischen Wechselfeld mit der Feldstärke H befindet, eine magnetische Induktion (bzw. Kraftflussdichte) B_M bewirkt. Durch die magnetische Induktion werden elektrische Wirbelströme im Material erzeugt. Seitens des Prüfteils ist die induzierte Wirbelstromdichte abhängig von dessen magnetischer Permeabilität und elektrischer Leitfähigkeit. Die Wirbelströme erregen wiederum ein Magnetfeld, das der Lenzschen Regel zufolge dem äußeren Magnetfeld entgegengerichtet ist. Aus der Überlagerung aus Erreger- und Wirbelstrommagnetfeld resultiert der magnetische Fluss Φ , der von der Messspule gemessen wird und die Prüfteileigenschaften widerspiegelt.

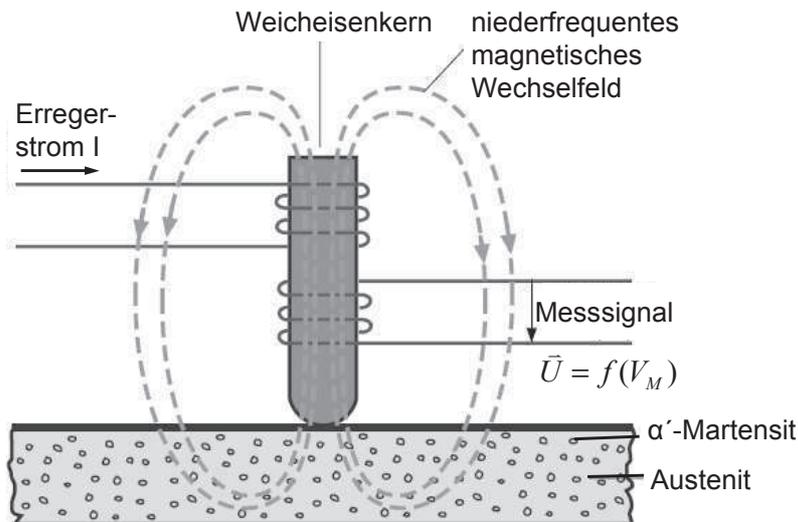


Abb. 3.20: Funktionsprinzip der magnetinduktiven Messung nach Fischer (2005)

Außer dem α' -Martensit wird auch der δ -Ferrit gemessen, dessen Anteile sich aber durch Messung vor der Verformung als vernachlässigbar klein herausstellten ($< 0,3$ Vol-%). Der paramagnetische ε -Martensitanteil kann durch die magnetinduktive Messung nicht bestimmt werden.

Für die magnetinduktive Martensitbestimmung wurde das Gerät Feritscope MP30 der Fa. Fischer verwendet. Dieses Gerät berechnet aus dem Messsignal direkt einen magnetischen Phasenanteil. Bei in-situ Messungen muss der Villari-Effekt (auch ‚Inverse Magnetostraktion‘) beachtet werden, d.h. die Änderung der Magnetisierung und damit der Permeabilität durch mechanische Spannungen. Diese Abhängigkeit ist linear (Hänsel 1998). Der unter Zugspannung mit dem Feritscope ermittelte Wert für den magnetischen Anteil ist zu gering und muss mit einem Korrekturfaktor multipliziert werden, der linear von der Spannung abhängt. Es wurde eine Korrekturfunktion ermittelt, durch die die in-situ im Zugversuch gemessenen Werte berichtigt werden konnten (Abb. 3.21a).

Bei der Messung des Martensitanteils in der Prüflänge der Ermüdungsproben wurde die kritische Probenbreite unterschritten, ab der die Kanten der Probe das Magnetfeld und damit die Messergebnisse verzerren. Zur Ermittlung einer Korrekturfunktion wurden teilmartensitische Proben vor der Probenfertigung und nach der Probenfertigung auf der Prüflänge mit dem Feritscope gemessen. Es ergibt sich eine sehr starke lineare Korrelation zwischen beiden Werten (Abb. 3.21b). Eine Multiplikation der an Ermüdungsproben gemessenen Werte mit dem Wert 1,097 führt zum berichtigten magnetischen Anteil.

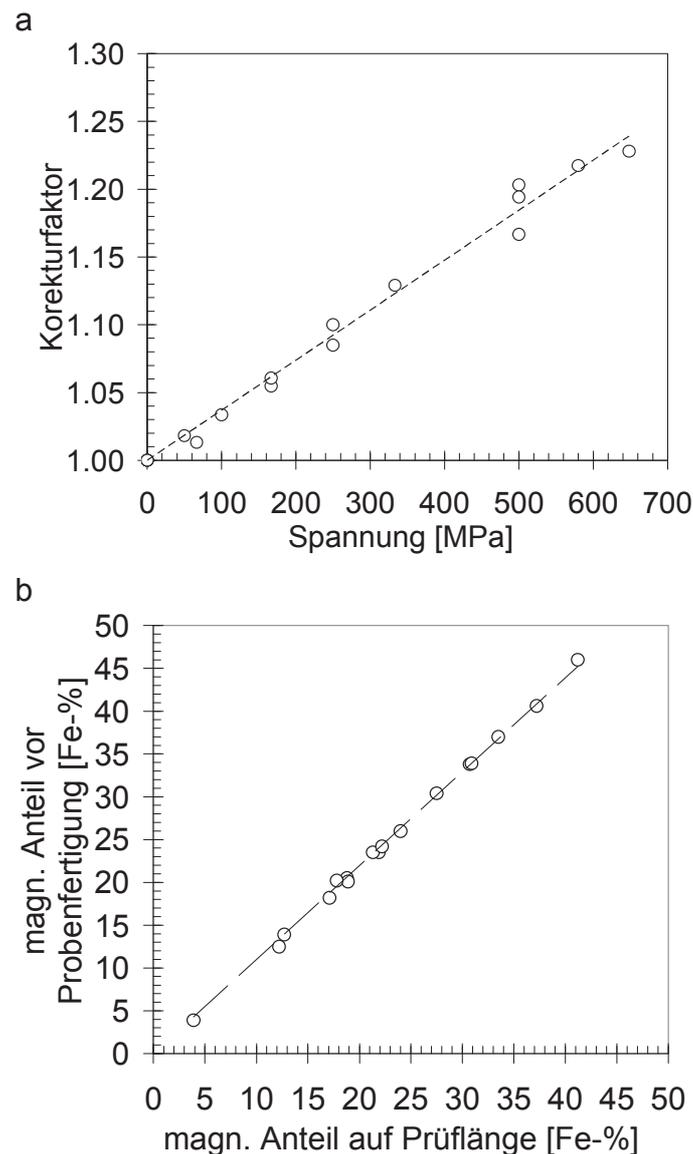


Abb. 3.21: Ermittlung der Korrekturfaktoren a) für den Villari-Effekt (ermittelt in Zugversuchen anhand von Proben mit unterschiedlichen Martensitgehalten) und b) für den Geometrieinfluss an der Prüflänge für die „Ermüdungsprobe 1“ (Abb. 3.5)

Der vom Feritscope angegebene magnetische Phasenanteil entspricht nicht dem Martensitvolumenanteil, weil das Gerät anhand der Permeabilität von Ferrit und nicht von Martensit kalibriert wurde. Es war daher eine weitere Korrektur der magnetinduktiven Messwerte durch einen Abgleich mit anderen Messverfahren notwendig. Der Vergleich der Messverfahren und die ermittelte Korrekturfunktion $k_{Martensit}$ sind in Kapitel 4.4 zu finden. Der wahre Martensitgehalt V_M ergibt sich somit aus den Feritscopemesswerten V_F durch die Gleichung:

$$V_M [\text{Vol-\%}] = V_F [\text{Fe-\%}] \cdot k_{Villari} \cdot k_{Geometrie} \cdot k_{Martensit} \quad (3.6)$$

Hierbei ist $k_{Villari}$ der Korrekturfaktor für den Villari-Effekt (vgl. Abb. 3.21a), $k_{Geometrie}$ ist der Korrekturfaktor für die Probenbreite ($\sim 3,7$ mm) der Ermüdungsproben (vgl. Abb. 3.21b), und $k_{Martensit}$ ist der Korrekturfaktor zur Umrechnung des Ferritanteils V_F [Fe-%] in den Martensitanteil V_M [Vol-%] (s. Kapitel 4.4).

4. Ergebnisse & Diskussion

Ziel dieser Arbeit ist die Beschreibung und Vorhersage der monotonen und zyklischen Festigkeitseigenschaften von zweistufig umgeformten Blechformteilen in Abhängigkeit vom Anteil an verformungsinduzierten Martensit. Orientierungsgrundlage für die Untersuchungen ist der in der Einleitung beschriebene Umformprozess, bestehend aus der U-O-Einrichtung und dem anschließenden Rotationszugbiegen.

Zur Erreichung des Ziels ist es notwendig, das Verformungsverhalten und die Martensitbildung experimentell zu untersuchen und analytisch zu beschreiben. Dabei ist insbesondere eine analytische Beschreibung des Einflusses der Martensitbildung auf das Verformungsverhalten unumgänglich. Abschnitt 4.1 beleuchtet daher das Werkstoffverhalten unter monotoner Last experimentell und anschließend wird in Abschnitt 4.2 das Werkstoffverhalten analytisch beschrieben.

Im nächsten Schritt (in Abschnitt 4.3) wird der Zusammenhang zwischen Martensitanteil nach einer ein- bzw. zweistufigen Vorverformung und den zyklischen Festigkeitseigenschaften analysiert. Dabei stehen die Optimierung der HCF- und VHCF-Eigenschaften durch Einstellung des Martensitgehaltes im Vordergrund.

Eine gezielte Untersuchung und Einstellung des martensitischen Phasenanteils im Blechumformprozess ist nur dann möglich, wenn Verfahren zur Verfügung stehen, die eine reproduzierbare und genaue Quantifizierung des Martensitanteils ermöglichen, möglichst schon während der Umformung. Für ein wachsendes Verständnis der martensitbeeinflussten monotonen und zyklischen Verformungsmechanismen sind aus Sicht der Materialwissenschaft darüber hinaus Verfahren notwendig, die auch Informationen über die Verteilung, Morphologie und kristallographische Orientierung der Martensitphase ermöglichen. Abschnitt 4.4 zeigt daher Möglichkeiten und Grenzen der in dieser Arbeit verwendeten Verfahren zur Analyse der martensitischen Phase auf und bewertet sie im Hinblick auf verschiedene Einsatzzwecke.

4.1 Werkstoffverhalten unter monotoner Last

Grundlage für die analytische Beschreibung der Martensitbildung ist die experimentelle Erfassung der Martensitbildung, -morphologie und -verteilung unter Variation der Umformparameter (Dehnung, Dehnrage, Temperatur) und ein Verständnis der relevanten Bildungsmechanismen. Anschließend kann die Auswirkung der Martensitbildung auf das Verformungsverhalten untersucht werden. Martensitbildung und Verformungsverhalten werden in diesem Abschnitt erst bei einachsiger Verformung und anschließend bei zweistufiger Verformung charakterisiert, um so die gezielte Einstellung einer erwünschten Mikrostruktur im Blechumformprozess zu ermöglichen.

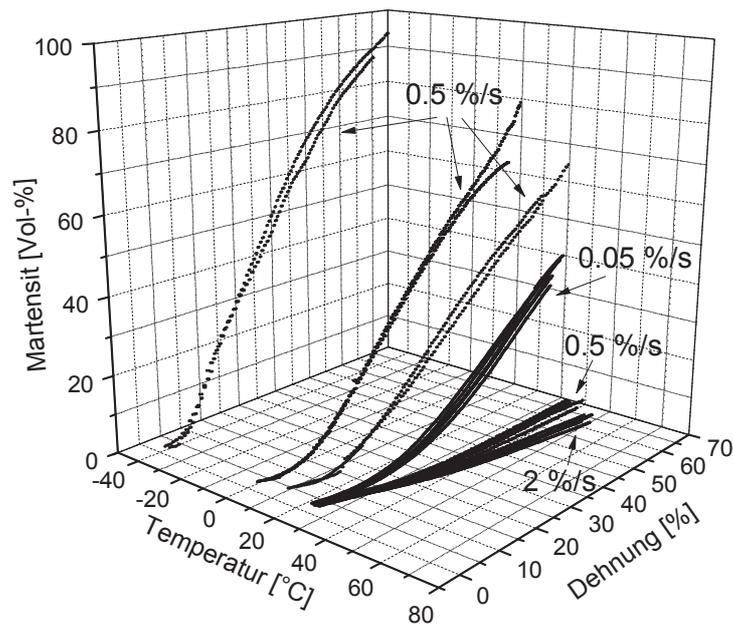
4.1.1 Mechanisches Verhalten und Martensitbildung bei einachsiger Verformung

Zur Charakterisierung der Martensitbildung unter verschiedenen Umformbedingungen bei einachsiger Verformung wurden Zugversuche bei verschiedenen Umgebungstemperaturen (-40 °C bis 23 °C), Dehnraten (0,05 %/s, 0,5 %/s, 2 %/s) und Richtungen (in Walzrichtung und quer zur Querrichtung) durchgeführt. Während der Versuche wurde die Proben­temperatur mittels eines Thermo­elementes und der Martensit­gehalt anhand von magnet­induktiven Mes­sun­gen aufgezeichnet. Die Ergebnisse für einige Zugversuche sind in Abb. 4.1a dargestellt. Jede Kurve entspricht einem Zugversuch. Hier ist zu erkennen, dass die Martensit­bildung mit abnehmender Temperatur deutlich ansteigt. Bei einer Starttemperatur von 23 °C sind Kurven für verschiedene Dehnraten eingetragen. Es zeigt sich, dass ein Absenken der Dehnrates praktisch einer Absenkung der Proben­temperatur entspricht und somit stärkere Martensit­bildung stattfindet.

In Abb. 4.1b ist für die Versuche aus Abb. 4.1a statt des Martensit­gehaltes die Martensit­bildungs­rate $dV_M/d\varepsilon$ auf der vertikalen Achse aufgetragen. Weiterhin zeigt die Abbildung einen Versuch, bei dem eine Probe bei Raumtemperatur bis $\varepsilon_{pl} = 10\%$ vorverformt und anschließend bei -40 °C weiterverformt wurde. Die Vorverformung bis 10 % führt zu keiner nennenswerten Martensit­bildung. Kurz nach dem Beginn der Verformung bei -40 °C kommt es aber offensichtlich zu einer sehr schnellen, lawinenartigen Umwandlung. Die Martensit­bildungs­rate übersteigt hier weit die ansonsten bei -40 °C erreichten Werte. Es haben sich bei der Vorverformung bei Raumtemperatur scheinbar Keim­stellen (Nukleations­stellen) für die Martensit­umwandlung gebildet. Durch eine Absenkung der Temperatur sinkt die Gibbsche freie Enthalpie soweit ab, dass eine Phasenumwandlung dieser Nukleations­stellen möglich wird und es kommt zu einer lawinenartigen Umwandlung.

Bei den Nukleations­stellen handelt es sich einerseits um während der Vorverformung ent­standene Scher­band­kreuzungen (Kreuzungspunkte von Bändern aus ε -Martensit, Stapelfehler oder Zwillings­grenzen), wie sie in der Literatur hinlänglich bekannt sind und in Kapitel 2.2.3 beschrieben wurden. TEM-Aufnahmen einachsiger verformter Proben bestätigen eine häufige α' -Martensit­bildung an Scher­bank­kreuzungen, zeigen aber auch Martensit­bildung in nicht ge­kreuzten Scher­bändern (Abb. 4.2). Andererseits spalten sich die während der Vorverformung ent­standenen Versetzungen bei einer Temperaturabsenkung in Partialversetzungen auf und bilden so Stapelfehler. Aufgrund der durch den Temperaturabfall gesunkenen Stapelfehler­energie ist dies leichter möglich als bei RT. Diese Stapelfehler und ihre Kreuzungspunkte sind bevorzugte Martensit­keim­stellen und durch die Vorverformung in großer Anzahl vorhanden. Spencer et al. (2009a) bestätigen die plötzliche Aufspaltung von Versetzungen nach einer Temperaturabsenkung durch TEM-Untersuchungen.

a



b

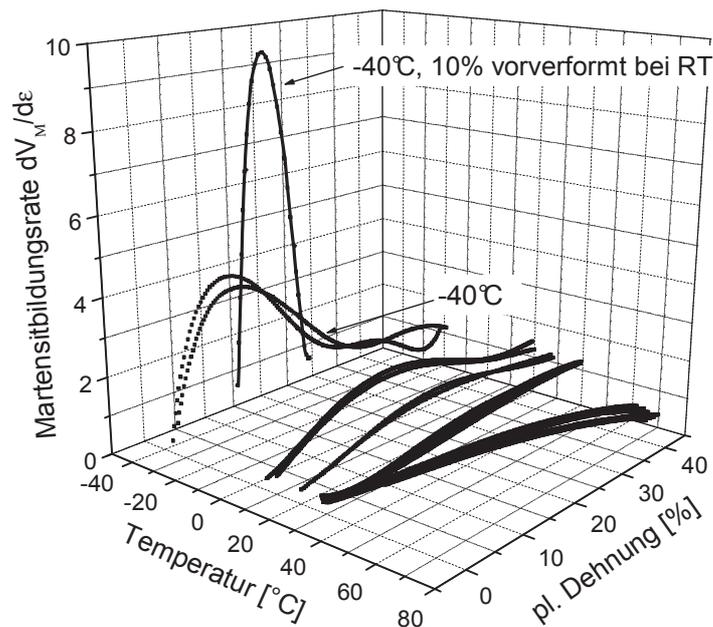


Abb. 4.1: a) Martensitbildung und b) Martensitbildungsrate $dV_M/d\epsilon$ in Zugversuchen mit unterschiedlichen Umgebungstemperaturen und Dehnraten

Nach dem Durchlaufen eines Maximums fällt die Scherbandbildungsrate für den vorverformten Versuch schnell wieder ab. Die während der Vorverformung entstandenen Keimstellen sind dann umgewandelt und es entstehen nicht schnell genug neue Keimstellen, um die sehr hohe Martensitbildungsrate aufrecht zu erhalten.

Der starke Einfluss der Existenz von Nukleationsstellen auf die Martensitbildung ist gerade für mehrstufige Umformprozesse relevant. Hier kann im ersten Umformschritt, bspw. durch eine erhöhte Werkzeugtemperatur, praktisch keine Martensitbildung stattfinden. Kühlt das Halbzeug dann vor dem nächsten Umformschritt ab, kann es im nächsten Umformschritt zu einer

sehr starken lawinenartigen Umwandlung trotz kleiner Umformgrade kommen. Die Bildung von Martensitnukleationsstellen sollte daher in die Simulation und Regelung von mehrstufigen Fertigungsprozessen berücksichtigt werden.

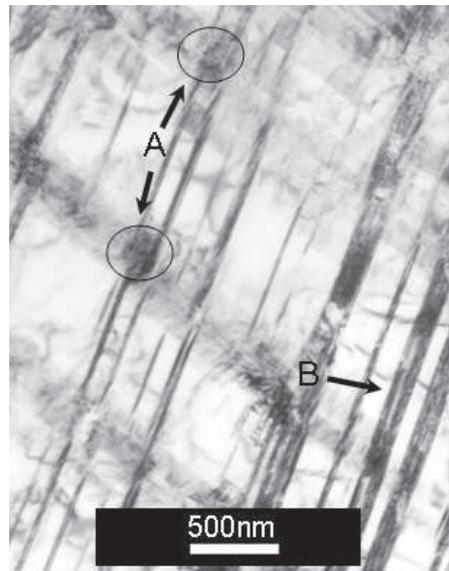


Abb. 4.2: TEM-Bild einer bei -20 °C gezogenen Probe ($\epsilon_{pl} = 15\%$). Martensitbildung an Scherbandkreuzungen (A) und innerhalb der Scherbänder entlang dieser (B). Die Scherbänder werden größtenteils aus Stapelfehlern gebildet

Auf mesoskopischer Ebene kann eine Martensitbildung beobachtet werden, wie sie in Abb. 4.3 dargestellt ist. Sie zeigt die Martensitbildung im Blechquerschnitt in Zugversuchen bei 0 °C Umgebungstemperatur. Die Versuche wurden bei unterschiedlichen Dehnungen unterbrochen und unterscheiden sich daher stark hinsichtlich des Martensitvolumenanteils (in Abb. 4.3 jeweils angegeben). Der Martensit ist dunkel gefärbt.

Bei kleinen Martensitanteilen (6 Vol-%, Abb. 4.3a), beschränkt sich die Martensitbildung auf günstig zur Lastrichtung orientierte Körner. Korngrenzen sind nicht direkt erkennbar, aber eine Korngröße von $25\text{ }\mu\text{m}$ macht deutlich, dass sich der martensitische Bereich in Abb. 4.3a auf eine Korngröße beschränkt. Innerhalb dieses Kornes ist der α' -Martensit in parallelen Bändern angeordnet, die teilweise zu Blöcken verschmelzen. Die umliegenden Körner weisen noch keine Martensitbildung auf. Bei einem Martensitanteil von 41 Vol-% (Abb. 4.3b) haben sich auch in weniger günstig orientierten Körnern kleine, oft langgestreckte Martensitbereiche mit unterschiedlichen Orientierungen (je nach Korn) gebildet. In Abb. 4.3c (78 Vol-% Martensit) sind die martensitischen Bereiche fast vollständig zu breiten horizontal ausgerichteten Zeilen zusammengewachsen.

Die zeilenförmige Anordnung der Martensitbereiche ist durch Mikroseigerungen bedingt (vgl. Abschnitt 3.1), die u. a. von Kegel et al. (1968) für diesen Werkstoff experimentell nachgewiesen werden konnten. Die Seigerungen führen zu einer vermehrten Martensitbildung in der Blechmitte. Metallographische Untersuchungen zeigen, dass bei gleichem Martensitgehalt hohe Verformungsgrade die verstärkte Martensitbildung in der Blechmitte begünstigen.

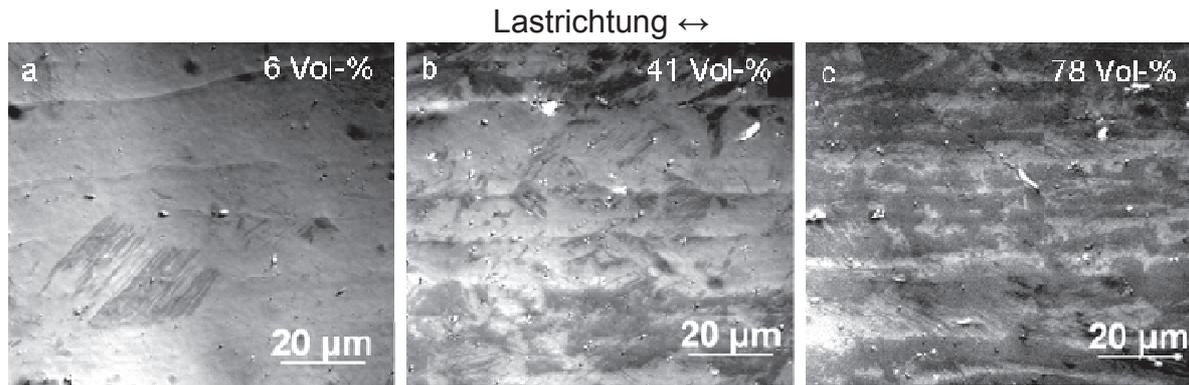


Abb. 4.3: Martensitbildung in der Mitte des Blechquerschnitts in Zugversuchen bei 0 °C Umgebungstemperatur. Der α' -Martensit ist durch Kathodenzerstäubung dunkel gefärbt.

Es wird nun die Auswirkung der Martensitbildung auf die Verfestigung des Werkstoffs untersucht. Eine Betrachtung der Verfestigungsrate für drei Zugversuche bei tiefen Temperaturen (-40 °C, 0 °C, -40 °C vorverformt bei RT) in Abb. 4.4a-c zeigt deutliche Unterschiede im Verlauf der Verfestigungsrate in Abhängigkeit von der Höhe und der Rate der Martensitbildung. Es bestätigt sich die Gültigkeit der von De et al. (2006) und Talonen (2007) vorgeschlagenen Einteilung der Verfestigungsrate in vier Bereiche (vgl. Abschnitt 2.3.2), die in Abb. 4.4a-c jeweils eingetragen sind.

Im Bereich I sinkt die Verfestigungsrate und es kommt zu einem Minimum der Verfestigung. Die Ergebnisse aus Abb. 4.4a-c legen den Schluss nahe, dass die Position des Minimums der Verfestigungsrate am Ende des Bereichs I sowohl auf der Ordinate als auch auf der Abszisse vom α' -Martensitgehalt festgelegt wird. Ist die Martensitbildungsrate beim Einsetzen der Martensitbildung hoch, sinkt die Verfestigungsrate tief ab, in Abb. 4.4c, sogar auf einen negativen Wert, die Spannung im Zugversuch sinkt also. In Abb. 4.4b sinkt die Verfestigungsrate am wenigsten tief ab, weil die Martensitbildungsrate am geringsten ist.

Grund für den Zusammenhang zwischen Martensitbildungsrate und Entfestigung ist wohl die Volumenexpansion und Scherverformung bei der martensitischen Umwandlung, die eine Formänderung erleichtert (Angel 1954). Dieser Effekt könnte zusätzlich durch die Bildung von Scherbändern unterstützt werden. TEM-Aufnahmen zeigen, dass gerade bei kleinen Dehnungen große Teile der plastischen Verformung durch Scherbandbildung und Versetzungsbewegung in Scherbändern stattfinden. Die Scherbandbildung schließt sowohl die Bildung von ε -Martensit, wie auch die Bildung von Stapelfehlern mit ein. Ein ideal plastisches Verhalten der ε -Martensitphase (Datta et al. 2009) könnte dann ebenso zur stark abfallenden Martensitbildungsrate im Bereich I beitragen wie eine vermehrte Bildung von Stapelfehlern, die energetisch günstigere plastische Verformung erlaubt als die Bewegung von nicht aufgespaltenen Versetzungen (vgl. Kapitel 2.3.1).

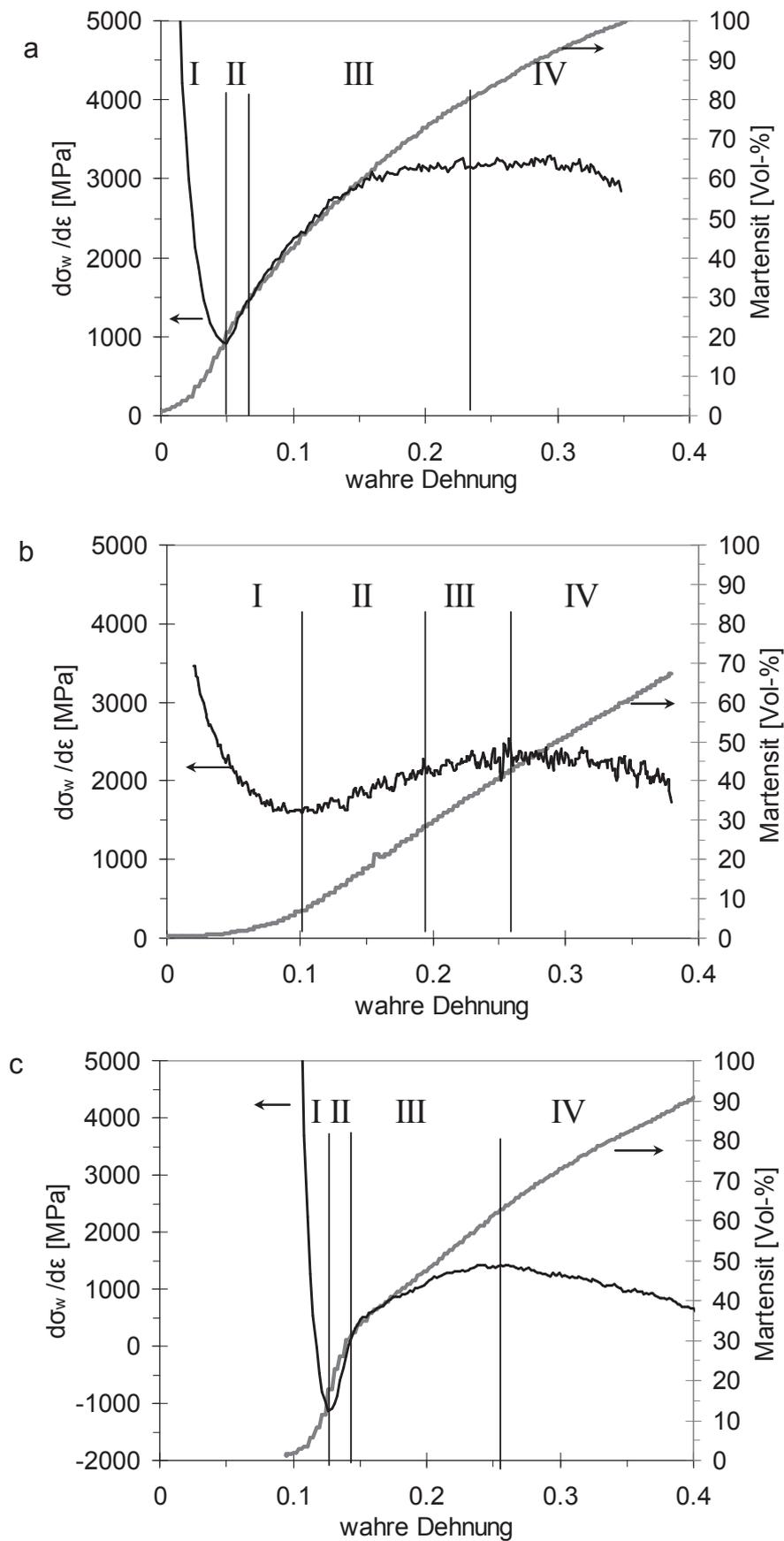


Abb. 4.4: Zusammenhang zwischen Martensitbildung und Verfestigungsrate im einachsigen Zugversuch bei a) -40°C und b) 0°C Umgebungstemperatur c) -40°C , 10 % vorverformt bei RT

Die Verfestigungsrate geht dann in den Bereich II über, wenn zunehmende α' -Martensitbildung in den Scherbändern die Verformung erschwert. Es kommt zum Anstieg der Verfestigung (Abb. 4.4a-c). Der von Talonen (2007) festgestellte Grenzwert von 5 Vol-% Martensit beim Übergang von Bereich I in Bereich II konnte hier nicht bestätigt werden. In Abb. 4.4a ist der Martensitanteil bei diesem Übergang deutlich größer (ca. 18 Vol-%), in Abb. 4.4b dagegen unter 10 Vol-%. Es lässt sich offenbar kein absoluter Grenzwert definieren. Bei allen gezeigten Versuchen kommt es bei Beginn des Anstiegs der Verfestigung (= Beginn Bereich II) zu einem Wendepunkt in der Martensitbildungskurve.

Bestätigt werden konnte dagegen der ebenfalls von Talonen (2007) beobachtete Wendepunkt in der Verfestigungsrate bei einem Martensitgehalt von 30 Vol-%, der den Übergang in Phase III bestimmt. Bei einem Martensitgehalt von 30 Vol-% ändert sich offenbar das Verformungsverhalten, unabhängig von der Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ (Abb. 4.4a-c). Talonen nimmt als Ursache für den Grenzmartensitgehalt von 30 Vol-% an, dass der Martensit dann ein zusammenhängendes Netzwerk bildet, dass eine irreversible Verformung der Austenitphase ohne eine irreversible Verformung der martensitischen Phase erschwert.

In Phase IV fällt die Verfestigungsrate kontinuierlich ab, wie es auch schon Talonen (2007) und De et al. (2006) beobachteten.

Zur Beantwortung der Frage, bis zu welchem Verformungsgrad die Versetzungsdichte im Austenit die mechanischen Eigenschaften bestimmt und ab wann die Verformung der Martensitphase einen dominanten Einfluss hat, wurde die Versetzungsdichte im Austenit gemessen. Ergebnisse der röntgenographischen Messung der Versetzungsdichte in der Austenitphase für Zugversuche bei 0 °C und technischen Dehnungen von 0, 10, 20, 30 und 40 % sind in Abb. 4.5 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen einen linearen Zusammenhang zwischen der Wurzel der Versetzungsdichte und der Fließspannung nach Gl. 2.25. Überraschender Weise gilt der lineare Zusammenhang sogar bei hohen Martensitgehalten. Der Messpunkt mit der höchsten Versetzungsdichte in Abb. 4.5 stammt von einer Probe mit einem Martensitanteil von 55 Vol-%. Mindestens bis zu einem Martensitanteil von 55 Vol-% kann also von einem linearen Zusammenhang wie in Abb. 4.5 ausgegangen werden, obgleich auch plastische Verformung in der martensitischen Phase stattfindet.

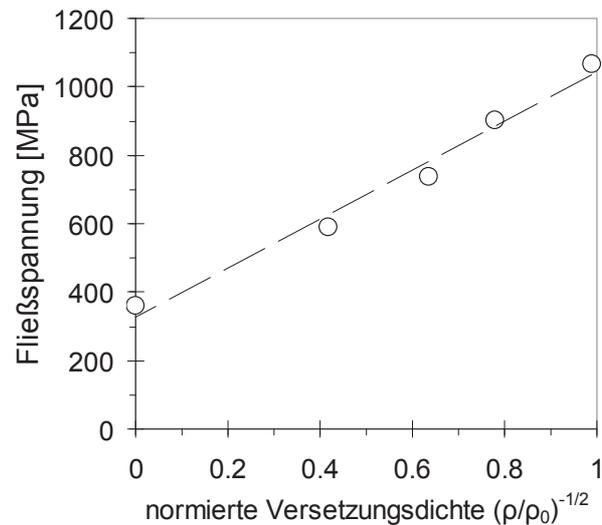


Abb. 4.5: Wurzel aus normierter Versetzungsdichte $(\rho/\rho_0)^{-1/2}$ und Fließspannung für einen Zugversuch bei 0 °C und verschiedenen technischen Dehnungen ($\epsilon_{pl} = 0, 10, 20, 30$ und 40 %). Der maximale Martensitgehalt beträgt 55 Vol-% (oberster Punkt)

Auch Talonen (2007) und Lee et al. (2010) finden einen linearen Zusammenhang zwischen Fließspannung und $\sqrt{\rho}$ in der Austenitphase bei Zugproben, Talonen allerdings nur bis 30 Vol-% Martensit. Diese bestätigen somit ebenfalls, dass, zumindest bis 30 Vol-% Martensit, die Verfestigung vor allem durch die Versetzungsdichte der Austenitphase bestimmt wird. Darüber hinaus zeigen Bassler (1998) und Talonen (2007) durch röntgenographische Messungen der Versetzungsdichte des Martensits, dass die Versetzungsdichte im Martensit mit zunehmender Dehnung nahezu konstant bleibt. Bei sehr hohen Martensitgehalten wird die Martensitphase wohl plastischer Verformung unterliegen, aber die Verfestigung ist gering, da die Versetzungsdichte kaum ansteigt.

Mikro-Härtemessungen an beiden Phasen bei den Proben aus Abb. 4.5 zeigen, dass die Verfestigung (bzw. der Härteanstieg) in der Martensitphase tatsächlich deutlich geringer ist als in der Austenitphase (Abb. 4.6). Der Härteanstieg in der Martensitphase bei kleinen Dehnungen ist wahrscheinlich durch ein unbeabsichtigtes Mitmessen der Austenitphase bei der Martensithärtemessung bedingt. Da die martensitischen Bereiche bei kleinen Dehnungen meist aus sehr schmalen, parallelen Bändern bestehen, getrennt von kaum sichtbaren austenitischen Bereichen (vgl. Abb. 4.3a), beinhalten die Martensit-Härteeindrücke teilweise auch kleine austenitische Bereiche. Dieser Effekt nimmt aber mit zunehmender Dehnung ab, da dann größere Bereiche vollständig martensitisch umwandeln (Abb. 4.3b+c). Teile des Härteanstiegs bis 30 % Dehnung sind wohl auf diesen Effekt zurückzuführen. Bei hohen Verformungsgraden ist der Härteunterschied zwischen beiden Phasen gering. Insgesamt lässt also Abb. 4.3 den Schluss zu, dass die Verfestigung der Martensitphase deutlich geringer ist, als die der Austenitphase und sich die Härte beider Phasen bei hohen Dehnungen wenig unterscheidet. Ein Vergleich der Mikrohärtmessungen mit der makroskopischen Fließspannung in Abb. 4.6 zeigt, dass die Verfestigung (Härteanstieg) der Austenitphase die Fließspannung maßgeblich beeinflusst.

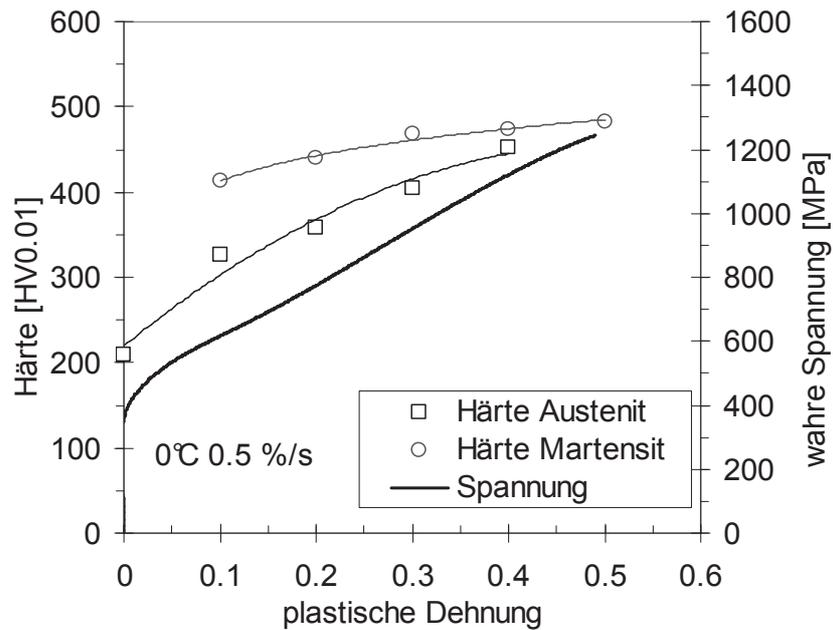


Abb. 4.6: Mikrohärtemessungen am Querschliff von Proben aus unterbrochenen Zugversuchen. Visualisierung des Martensits durch Kathodenzerstäubung. Härteverläufe der teilmartensitischen Proben sind Mittelwerte aus 7-10 Härteeindrücken

Dagegen ist bei gleicher plastischer Dehnung von $\varepsilon_{pl} = 15\%$ und verschiedenen Martensitgehalten (aufgrund verschiedener Umformtemperaturen) der Härteunterschied zwischen beiden Phasen nahezu konstant (Abb. 4.7). Somit ist der Härteunterschied zwischen Austenit- und Martensitphase deutlich weniger abhängig vom Martensitgehalt als von der Dehnung. Er nimmt nur leicht mit zunehmendem Martensitgehalt ab, wahrscheinlich aufgrund der zunehmenden Kaltverfestigung in der austenitischen Phase bei sinkenden Temperaturen. Der Messpunkt mit dem höchsten Martensitgehalt in Abb. 4.7 (56 Vol-%) entspricht ungefähr dem Martensitgehalt der Probe in Abb. 4.6 bei $\varepsilon_{pl} = 0,4$ (55 Vol-%), wo praktisch kein Härteunterschied zwischen beiden Phasen mehr vorhanden ist. Proben mit gleichem Martensitgehalt können somit sehr unterschiedliche Festigkeiten aufweisen.

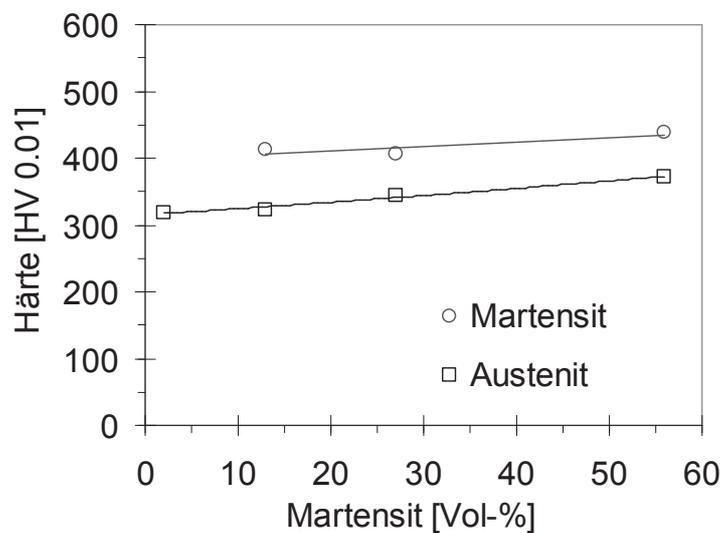


Abb. 4.7: Härte der Martensit- und Austenitphase nach Zugversuchen bis $\varepsilon_{pl} = 15\%$ technischer Dehnung bei verschiedenen Temperaturen

4.1.2 Mechanisches Verhalten und Martensitbildung bei zweistufiger Verformung

Zur Quantifizierung des Einflusses eines Richtungswechsels in der Verformung auf das Verformungsverhalten und die Martensitbildung wurde ein 2-stufiger Zugversuch verwendet, der den realen Umformprozess gut abbildet. Im ersten Schritt wurde ein Blech in eine Richtung um den Betrag $\varepsilon_{w,x}$ verformt, was dem Streckziehen im Schenkelbereich bei der U-O-Einrichtung ähnelt. Im zweiten Schritt wurden dem Blech in Querrichtung Zugproben entnommen und quer zur ersten Umformrichtung bis zum Bruch gezogen (vgl. Abb. 3.14). Auch im realen Umformprozess erfolgt die Umformung in der zweiten Umformstufe (Rotationszugbiegen) im Winkel von 90° zur ersten Umformrichtung.

Abb. 4.8 zeigt exemplarisch die Ergebnisse von drei Proben, die unterschiedliche Umformgrade in x-Richtung aufweisen ($\varepsilon_{w,x} = 0, 0,18$ und $0,25$). Durch den Richtungswechsel von der x- in die y-Richtung sinkt die Martensitbildungsrate verglichen mit der Umformung nur in y-Richtung ($\varepsilon_{w,x} = 0$) deutlich ab. Dieser Effekt ist noch deutlicher, als Abb. 4.8 impliziert, da bei dem Wechsel der Lastrichtung die Probe auf Raumtemperatur abkühlt, was die Martensitbildung im Vergleich zum einachsigen Zugversuch merklich erhöhen sollte. Betrachtet man die Spannung der 2-stufig verformten Proben, fällt die beim Wechsel der Lastrichtung erst etwas höhere Spannung als im 1-stufigen Fall auf (Abb. 4.8). Die anfängliche Spannungsüberhöhung wurde bei diesem Werkstoff ebenfalls bei unterbrochenen Zugversuchen in eine Richtung beobachtet (Gallée et al. 2007), andere Autoren finden allerdings keine Spannungsüberhöhung (Spencer et al. 2009b). Letztere verwendeten eine deutlich niedrigere Dehnrates. Es ist daher wahrscheinlich, dass der Effekt durch die dehnratenabhängige Probenerwärmung bedingt ist. Durch das Absinken der Probentemperatur bei der Lastrichtungsänderung steigt die Fließgrenze und verursacht die Spannungsüberhöhung. Durch die geringere Martensitbildung in y-Richtung sinkt die Spannung anschließend unter das Niveau des einachsigen Versuchs.

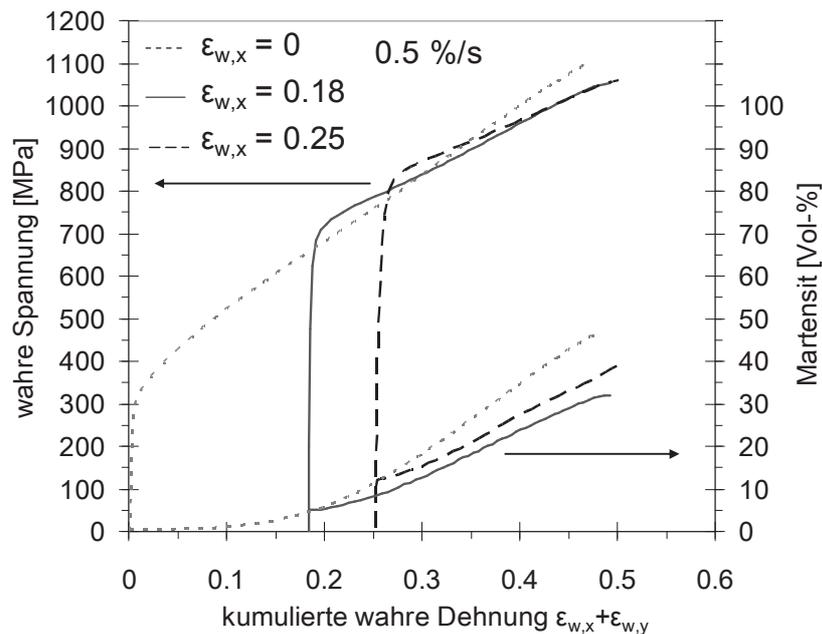


Abb. 4.8: Spannung und Martensitbildung im zweistufigen Zugversuch

Der Abfall in der Martensitbildungsrate nach einer 90°-Drehung kann folgendermaßen erklärt werden: Bei der Verformung von metastabilem austenitischem Edelstahl findet eine martensitische Umwandlung bevorzugt in solchen Körnern statt, deren Gleitebenen günstig zur äußeren Last orientiert sind. Diese Körner besitzen einen hohen Schmidfaktor. Abb. 4.9a zeigt für eine Zugprobe mit einem Martensitanteil von 20 Vol-% die Schmidfaktoren verschiedener Körner. Die weißen Bereiche sind martensitisch. Abb. 4.9a verdeutlicht, dass sich Martensit in Bereichen gebildet hat, die einen hohen Schmidfaktor aufweisen. Weiterhin wird es in Körnern mit hohem Schmidfaktor zur Scherbandbildung kommen, da die Scherbandbildung ein bevorzugter Verformungsmechanismus und meist die Vorstufe für die Bildung von Martensit ist (vgl. Abb. 4.2 und Abschnitt 2.2.3). Die starke Martensitbildung in Körnern mit hohem Schmidfaktor kann also als indirekter Nachweis für einen hohen Scherbandvolumenanteil in diesen Körnern gesehen werden. In anderen Körnern mit hohem Schmidfaktor ist der Scherbandvolumenanteil während der Verformung gestiegen, aber noch nicht ausreichend hoch für eine ausgeprägte Martensitbildung. Der Einfluss einer Textur durch den Walzprozess als Grund für die geringere Martensitbildung in y-Richtung kann hier ausgeschlossen werden: Einachsige Zugversuche in Walzrichtung und quer zur Walzrichtung wiesen keine Unterschiede in der Martensitbildung auf.

Abb. 4.9b zeigt nun die Schmidfaktoren der Probe aus Abb. 4.9a (im gleichen Verformungszustand) bezogen auf die um 90° geänderte Lastrichtung an. Plastische Verformung und Scherbandbildung wird bei dieser Lastrichtung bevorzugt wiederum in Körnern mit hohem Schmidfaktor stattfinden. Der Schmidfaktor in Körnern, in denen sich vorher viel Martensit gebildet hat, ist nun teilweise deutlich abgefallen. Die Schubspannung auf den $\{111\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$ Gleitsystemen ist jetzt in solchen Körnern sehr hoch, in denen sich noch kein oder wenig Martensit gebildet hat und in denen der Scherbandvolumenanteil geringer als in den

hochbelasteten Bereichen in Abb. 4.9a ist. In Bereichen, in denen bevorzugt plastische Verformung stattfindet, ist die Anzahl der Scherbänder nun durchschnittlich kleiner. Da Scherbandkreuzungen und Scherbänder als potentielle Martensitnukleationsstellen identifiziert wurden, ist auch die Anzahl der Martensitnukleationsstellen in hochbelasteten Körnern und damit die Martensitbildung durchschnittlich geringer.

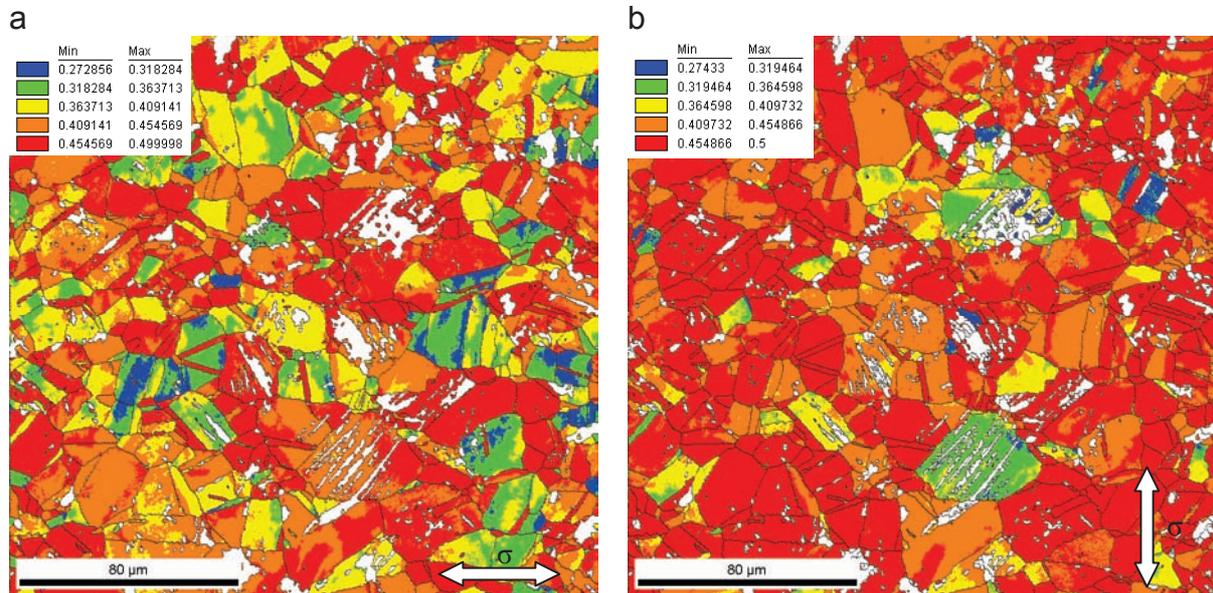


Abb. 4.9: Schmidfaktoren des Gefüges einer Zugprobe mit 20 Vol-% Martensitanteil ($\epsilon_{w,x} = 0,15$) in Lastrichtung (a) und quer zur Lastrichtung (b), ermittelt aus EBSD Daten, Martensit ist weiß

Demzufolge hat nur ein Teil des in x-Richtung gebildeten Martensits und der in x-Richtung gebildeten Scherbänder einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und die Martensitbildung in y-Richtung. Dieser Anteil wird im Folgenden als (in y-Richtung) effektiver Martensitvolumenanteils $V_{M,y,eff}$, bzw. effektiver Scherbandvolumenanteils $V_{SB,y,eff}$ bezeichnet. Nimmt man für $V_{M,y,eff}$ und $V_{SB,y,eff}$ die gleiche lineare Abhängigkeit vom Wert in x-Richtung an, kann ein Verhältnis Ψ eingeführt werden, das den Einfluss des Martensitvolumenanteils V_M und des Scherbandvolumenanteils V_{SB} in y-Richtung nach dem in x-Richtung gewichtet. Hier wird angenommen, dass sich beide Verhältnisse im Betrag entsprechen. Es gilt also:

$$\Psi = \frac{V_{M,y,eff}}{V_{M,x}} = \frac{V_{SB,y,eff}}{V_{SB,x}} \quad (4.1)$$

Das Verhältnis Ψ kann aus den EBSD Daten in Abb. 4.9 bestimmt werden. Abb. 4.9a zeigt, dass vor allem in den Körnern Martensit gebildet wird, die einen Schmidfaktor größer als 0.4 aufweisen. Wird nun für Abb. 4.9a+b jeweils der Martensitvolumenanteil in Bereichen mit einem Schmidfaktor größer als 0,4 berechnet und ins Verhältnis gesetzt, ergibt sich aus Abb. 4.9a $V_{M,x}$ und aus Abb. 4.9b $V_{M,y,eff}$. Setzt man beide Werte in Gl. 4.1 ein, ergibt sich $\Psi = 0,74$. Dieser Wert kann nur als grobe Abschätzung gesehen werden, da er einen sehr kleinen und dazu nur 2-dimensionalen Werkstoffausschnitt betrachtet. Es ist auch denkbar, dass selbst ein Korn mit gleichem Schmidfaktor in beiden Umformrichtungen ein anderes effektives Scherbandvolumen in y-Richtung besitzt, weil die Verformung auf anderen Gleitsystemen

stattfindet, auf denen die Scherbanddichte und die Martensitbildung geringer sind. Dieser Einfluss wird von dem in EBSD-Daten berechneten Wert nicht berücksichtigt.

Die Morphologie und Verteilung des α' -Martensits bei zweistufiger Verformung unterscheidet sich nicht von der Morphologie bei einachsiger Verformung. Ausschlaggebend für die Martensitmorphologie ist vielmehr die Umformtemperatur, bzw. der Umformgrad. Abb. 4.10a-c zeigt die Martensitmorphologie und -verteilung bei ein- und zweistufiger Verformung. Der Martensitgehalt ist bei allen drei Proben sehr ähnlich (54 - 57 Vol-%). Die Proben unterscheiden sich aber durch die Dehnung. Bei der Probe in Abb. 4.10a ist der Martensit durch kleine Umformung bei tiefen Temperaturen entstanden, in Abb. 4.10b durch stärkere Umformung bei höheren Temperaturen. Bei tiefen Temperaturen besteht die martensitische Phase aus schmalen, parallelen Bändern (Nadeln), die fein verteilt sind und nur teilweise zu größeren Blöcken verschmelzen (Abb. 4.10a). Bei höheren Dehnungen (entspricht höherer Temperatur) ist der Martensit sowohl bei einachsiger (Abb. 4.10b), wie auch bei zweistufiger Verformung (Abb. 4.10c) mehr in horizontalen Zeilen angeordnet. Es sind dann weniger parallele Bänder zu erkennen, je höher die Dehnung ist. Stattdessen sind komplett umgewandelte, große horizontal gestreckte Martensitbereiche entstanden (Abb. 4.10c).

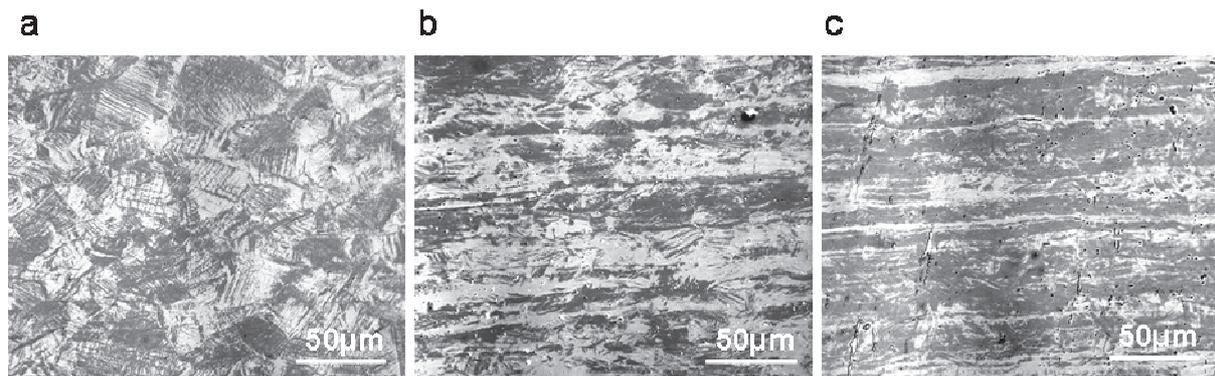


Abb. 4.10: Martensitmorphologie infolge ein- und zweistufiger Zugversuche. Der α' -Martensit ist durch Kathodenzerstäubung dunkel gefärbt. a) einachsig, $\varepsilon_w = 0,14$, $T_U = -70$ °C, $V_M = 54$ Vol-%, b) einachsig, $\varepsilon_w = 0,34$, $V_M = 55$ Vol-%, RT, c) zweistufig, $\varepsilon_w = 0,49$, $V_M = 57$ Vol-%, RT

Als Grund für die Anordnung in parallelen Bändern, bzw. Nadeln bei tiefen Temperaturen wird die niedrigere Stapelfehlerenergie angenommen. Sie erleichtert planare Versetzungsanordnungen und die Aufspaltung von Versetzungen zu Bändern aus Stapelfehlern oder auch ε -Martensit (Spencer et al. 2009a). Je niedriger die Stapelfehlerenergie, desto höher ist die Aufspaltungsweite (d.h. Länge) der Bänder aus überlagerten Stapelfehlern oder ε -Martensit (Gl. 2.19). In diesen Bändern bildet sich bevorzugt Martensit und deshalb bildet der Martensit die in Abb. 4.10a erkennbaren langgestreckten parallelen Bänder. Bei höheren Temperaturen – und damit hoher Stapelfehlerenergie – ist die weite Aufspaltung in lange Bänder schwieriger und es bilden sich eher Blöcke als dünne Bänder.

4.2 Modellierung der Martensitbildung und der mechanischen Eigenschaften in der Blechumformung

Soll ein Blechbauteil mit einer definierten Martensitverteilung $V_M(x,y,z)$ produziert werden, muss schon während der Bauteil- und Prozessauslegung ein analytischer Zusammenhang zwischen Umformparametern, Bauteilgeometrie, Stabilität der Austenitphase, mechanischen Eigenschaften und verformungsinduzierter Martensitverteilung bekannt sein. Nur dann kann durch die Anwendung von Simulationsverfahren und deren Intergration in den Fertigungsprozess eine gezielte Martensitverteilung am Bauteil erreicht werden. Schwankungen der Legierungszusammensetzung, Blechdicke, Umgebungstemperatur, Werkzeugtemperatur und anderer Prozessgrößen machen darüber hinaus eine Online-Regelung des Martensitgehaltes während der Umformung notwendig.

Eine besondere Bedeutung kommt der Blechtemperatur während der Umformung zu. Die als Wärme dissipierte und aufgrund starker Verfestigungsneigung des Werkstoffs hohe Umformenergie führt in Kombination mit der vergleichsweise geringen Wärmeleitfähigkeit zu einer starken Erwärmung des Blechs. Jede Erhöhung der Blechtemperatur reduziert aber die Martensitbildung (vgl. Kapitel 2.2.4). Die Temperatursensitivität der Martensitbildung erfordert somit eine gekoppelte thermisch-mechanische Prozesssimulation.

Ziel dieses Abschnittes ist es, Ansätze zur analytischen Beschreibung der Martensitbildung und des Verformungsverhaltens während der Blechumformung zur Verfügung zu stellen, die für die Prozesssimulation und Online-Regelung verwendet werden können.

4.2.1 Martensitbildung bei einachsiger Verformung

Die in Abschnitt 4.1.1 geschilderten Zugversuche zeigten, dass bei mehrstufigen Umformprozessen die Bildung von Martensitnukleationsstellen in jedem Prozessschritt berücksichtigt werden muss. In einem Umformschritt, in dem es kaum zur Martensitbildung kommt, können trotzdem sehr viele Martensitnukleationsstellen gebildet werden, die im nächsten Umformschritt zu einer lawinenartigen Umformung führen.

Zur Beschreibung der Martensitbildung in mehrstufigen Umformprozessen sind daher solche Modelle geeignet, die die Bildung von Martensitnukleationsstellen berücksichtigen. Eigene Ergebnisse (s. Abschnitt 4.1) und zahlreiche Literaturstellen (vgl. Kapitel 2.2.3) zeigen, dass vor allem Scherbänder und Scherbandkreuzungen als Nukleationsstellen dienen.

Das in Kapitel 2.2.5 erläuterte Modell nach Tsuta und Cortés (1993) und die darauf basierenden Weiterentwicklungen nach Hänsel (1998) und Springub (2006) berechnen, je nach Modell, die Martensitbildungsrate aus unterschiedlichen Kombinationen der Größen Dehnung, Temperatur und Martensitgehalt. Die Bildung von Martensitnukleationspunkten berücksichtigen sie nicht.

Das Modell von Olson und Cohen (1975) (OC-Modell) dagegen erlaubt die Berechnung des Scherbandvolumens, das in direktem Zusammenhang mit dem Volumen der Scherbandkreuzungen und damit potentiellen Martensitnukleationsstellen steht. Es erlaubt somit eine

Berechnung der Martensitbildungsrate in Abhängigkeit von mikrostrukturellen Änderungen und wird daher in diesem Abschnitt als Grundlage zur analytischen Beschreibung der Martensitbildung verwendet. In Anlehnung an Tomita und Iwamoto (1995) (TI-Modell) wird hier das OC-Modell (vgl. Kapitel 2.2.6) inkrementell formuliert. Für jedes Dehnungsinkrement $d\varepsilon$ kann dann die Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ und die Scherbandbildungsrate $dV_{SB}/d\varepsilon$ anhand folgender Gleichungen berechnet werden:

$$\frac{dV_M}{d\varepsilon} = \alpha n \beta (V_{SB})^{n-1} (1 - V_{SB}) (1 - V_M) \quad (4.2)$$

und

$$dV_{SB} = \alpha \cdot (1 - V_{SB}) d\varepsilon, \quad (4.3)$$

mit dem Martensitvolumenanteil V_M , dem Scherbandvolumenanteil V_{SB} , der Scherbandbildungsrate α , $n = 4,5$ für austenitische Edelstähle und der zur Martensitbildungswahrscheinlichkeit proportionalen Größe $\beta = \eta \cdot p$.

Die Scherbandbildungsrate α ist vor allem abhängig von der Stapelfehlerenergie, deren Betrag sich wiederum stark mit der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung ändert (Rhodes und Thompson 1977). Abweichend vom TI Modell wird daher von einer möglichst einfachen Beschreibung der Temperaturabhängigkeit von α ausgegangen:

$$\alpha = \alpha_1 \cdot T^{\alpha_2} \quad (4.4)$$

Die im TI-Modell berücksichtigte Dehnratenabhängigkeit der Scherbandbildungsrate (Gl. 2.12) führte zu keiner verbesserten Beschreibung der experimentellen Daten und wurde daher nicht berücksichtigt. Zwar legen TEM-Untersuchungen bei verschiedenen Dehnraten eine solche Dehnratenabhängigkeit nahe (Ferreira et al. 2004, De et al. 2006). In dem in der vorliegenden Arbeit untersuchten Dehnratenbereich scheint dieser Einfluss aber vernachlässigbar zu sein. Auch die Wahrscheinlichkeit p , dass eine vorhandene Scherbandkreuzung in einen Martensitembyro umwandelt, ist temperaturabhängig. Wiederum abweichend vom TI-Modell ist hier $\beta(p)$ außerdem als abhängig vom Martensitgehalt angenommen worden. Diese Abhängigkeit legten die Versuchsdaten nahe und sie lässt sich damit begründen, dass mit zunehmendem Martensitgehalt die Wahrscheinlichkeit steigt, dass eine Scherbandkreuzung für eine Umwandlung ungünstige kristallographische und chemische Eigenschaften aufweist, die eine Umwandlung erschweren. Die angenommene Abhängigkeit lautet:

$$\beta = \eta \cdot p = \beta_1 \cdot e^{\beta_2 T + \beta_3 V_M} \quad (4.5)$$

Nach einer Anpassung der Parameter an die Versuchsdaten der oben beschriebenen Zugversuche lässt sich die Martensitbildung in Zugversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und unterschiedlichen Dehnraten zufriedenstellend berechnen (Abb. 4.11). Dabei wurden die in den nicht-isothermen Versuchen gemessenen Temperaturdaten zur Berechnung verwendet. Die verwendeten Modellparameter können Tabelle 4.1 entnommen werden.

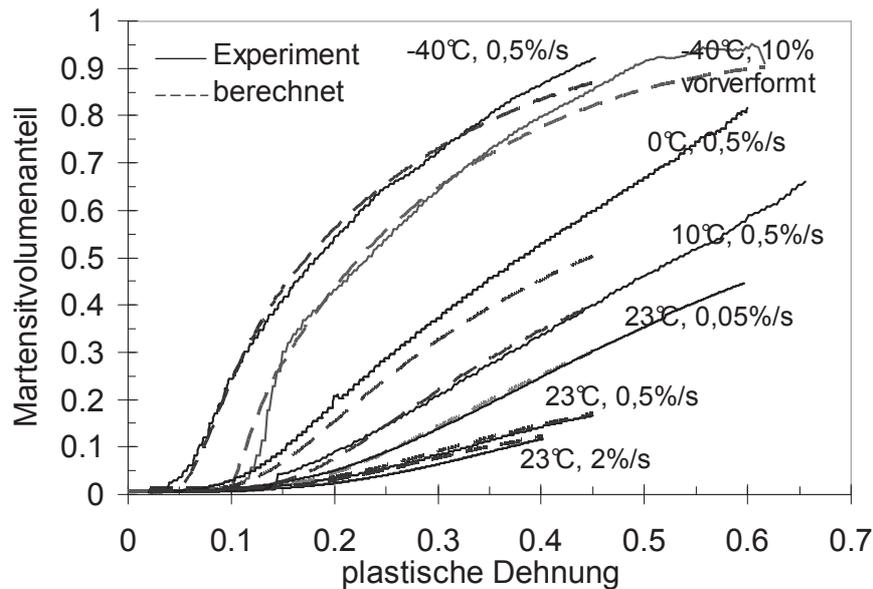


Abb. 4.11: Vergleich berechneter und experimenteller Daten aus einachsigen Zugversuchen

Tabelle 4.1: Modellparameter des verwendeten Martensitbildungsmodells bei Verwendung der technischen Dehnung.

α_1	α_2	β_1	β_2	β_3
4,067E+09	-4,005	7,118E+07	-3,329E-02	-6,359

Das Modell bildet ohne eine direkte Berücksichtigung der Dehnrates die Martensitbildung bei unterschiedlichen Dehnrates gut ab (Abb. 4.11) und zeigt so, dass die direkte Wirkung der Dehnrates auf die Martensitbildung gegenüber dem Temperatureffekt vernachlässigbar ist.

Das hier geschilderte Modell lässt eine einfache, schnelle und dennoch mikrostrukturbasierte Berechnung der Martensitbildung zu. Insbesondere die Bildung von Martensitnukleationspunkten wird berücksichtigt und kann an den nächsten Prozessschritt übergeben werden. Das macht das Modell besonders geeignet für die Regelung der Martensitbildung in mehrstufigen Umformprozessen.

4.2.2 Einfluss der Martensitbildung auf einachsiges Verformungsverhalten

In Abschnitt 4.1.1 konnte gezeigt werden, dass die Fließspannung im Austenit auch bei hohen Martensitgehalten einen linearen Zusammenhang mit der Wurzel der Versetzungsdichte aufweist. Somit ist die Versetzungsdichte eine geeignete Größe zur mikrostrukturell basierten Modellierung des mechanischen Verhaltens von metastabilem austenitischem Edelstahl. Zur Berechnung der Versetzungsdichte in verschiedenen Umformstadien wurde das Vorgehen nach Perlade et al. (2003) verwendet, da es verschiedene mikrostrukturelle Eigenschaften berücksichtigt (Korngröße, Martensitplattenabstand, Versetzungsverfestigung) und somit breit anwendbar ist (vgl. Kapitel 2.3.3). Außerdem stehen die Modellparameter in direktem Zusammenhang mit metallphysikalischen Prozessen (Versetzungannihilation und

-akkumulation). Die Einfachheit des Modells macht es für eine online-Regelung verwendbar. Das Modell zeigte weiterhin eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Daten als das ebenfalls in Kapitel 2.3.3 geschilderte Modell nach Bouquerel et al. (2006), das lediglich die Korngröße und die Versetzungsannihilation berücksichtigt.

Ursprünglich sieht das Modell nach Perlade et al. eine additive Verknüpfung der Verfestigung in der Martensit-, Ferrit-, Bainit- und Austenitphase bei TRIP-Stahl vor. Die genannten Messungen der Versetzungsdichte in Abb. 4.5 zeigten einen direkten Zusammenhang zwischen Versetzungsdichte im Austenit und der Fließspannung bei Proben bis zu einem Martensitanteil von 55 Vol-%. Somit scheint zumindest bei Martensitgehalten unter 55 Vol-% eine Modellierung der Versetzungsdichte in der Austenitphase zur Berechnung der Fließspannung des Phasengemisches ausreichend.

Für eine Modellierung der Versetzungsdichte in der Austenitphase in Anlehnung an das Modell nach Perlade et al. (2003) wurde davon ausgegangen, dass in der Martensitphase zwar (vor allem bei hohen Martensitgehalten) plastische Verformung stattfinden kann, der Beitrag der Verfestigung in der Martensitphase zur Gesamtverfestigung dabei aber vernachlässigbar ist. Spencer et al. (2009a) konnten während der in-situ-Verformung im TEM Versetzungsbebewegungen im Martensit nachweisen. Auch lassen Messungen der lokalen Gitterdehnungen im Zugversuch durch Neutronenbeugung eine Verformung der Martensitphase zumindest bei hohen Verformungsgraden vermuten (Spencer et. al 2009b). Verfestigung verursacht die Martensitphase im hier verwendeten Modell aber nur durch die Behinderung der Versetzungsbebewegung an den Phasengrenzen. Der direkte Zusammenhang zwischen Versetzungsdichte und makroskopischer Fließspannung (Abb. 4.5) lässt diese Annahme plausibel erscheinen. Im Modell entsprechen sich die globale plastische Dehnung und die Dehnung in der Austenitphase.

Allerdings konnte das Modell nach Perlade et al. in der in Abschnitt 2.3.3 beschriebenen Form die Ergebnisse aus Zugversuchen nicht erklären, da es den starken Einfluss von Proben temperatur und Dehnrates vernachlässigt. Aus diesem Grund wurde das Modell durch eine Abhängigkeit der Spannung $\sigma_{\gamma 0}$ von der Dehnrates und der Temperatur ergänzt, genauso wie durch eine Abhängigkeit der Konstante α_{MK} von der Dehnrates. Damit ergibt sich:

$$\sigma_{\gamma}(T) = \sigma_{\gamma 0}(T, \dot{\epsilon}) + \alpha_{MK}(\dot{\epsilon}) \cdot M G b \sqrt{\rho} . \quad (4.6)$$

Der Einfluss der Dehnrates auf die Barrierewirkung der Versetzungen wird im Faktor α_{MK} folgendermaßen berücksichtigt:

$$\alpha_{MK} = \alpha_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^m . \quad (4.7)$$

Der Formänderungsgeschwindigkeits-Exponent m beträgt nach Versuchsergebnissen von Larrour et al. (2006) $m = 0,02$ für Dehnrates unterhalb von 100 %/s. $\sigma_{\gamma 0}$ wurde aus der 0,2 %-Dehngrenze unter Berücksichtigung ihrer Abhängigkeit von der Temperatur und der Dehnrates berechnet.

$$\sigma_{\gamma_0}(T) = R_{p0,2}(T) \cdot \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^m \quad (4.8)$$

Die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Temperatur wurde aus Zugversuchen für den Bereich von -40 °C bis 23 °C ermittelt. Es wurde eine lineare Abhängigkeit der Form

$$R_{p0,2}(T) = R_{p0,2}(RT, \dot{\epsilon}_0) + 44,9 - 1,952 \cdot T \quad (4.9)$$

gefunden. Hier ist $R_{p0,2}(RT, \dot{\epsilon}_0)$ die 0,2 %-Streckgrenze bei RT und $\dot{\epsilon}_0$ und T ist die Temperatur in °C. Der Autor vermutet, dass diese Abhängigkeit für die verwendete Werkstoffklasse und den hier betrachteten Temperaturbereich allgemein gültig ist.

Die Rate der Versetzungsbildung wurde mit Gl. 2.26 berechnet. Die Konstante f in dieser Gleichung beschreibt den Einfluss der Versetzungsannihilation und wurde mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate an die Versuchsdaten aus 13 Zugversuchen bei unterschiedlichen Umgebungstemperaturen und Dehnraten angepasst. Zur Berechnung der mittleren freien Versetzungsweite anhand der Gleichungen 2.28+29 wird die Konstante k benötigt, die die Neigung zur Versetzungsakkumulation durch andere Versetzungen beschreibt und ebenfalls durch Anpassung des Modells an die Zugversuchsdaten ermittelt wurde. Die mittlere Martensitplattenbreite c ($c = 2,5 \mu\text{m}$) wurde anhand von aus der Oberfläche austretenden Martensitnadeln an Ermüdungsproben bestimmt, da sich diese Nadeln leicht im Rasterelektronenmikroskop vermessen lassen. Eine Übersicht über die verwendeten Modellparameter und Modellkonstanten ist in Tabelle 4.2 gegeben.

Tabelle 4.2: Übersicht über die verwendeten Modellparameter zur Modellierung des mechanischen Verhaltens im Zugversuch

bekannte Parameter (vgl. Perlade et al. 2003, Bouquerel 2006, Larour et al. 2006)						Materialkennwerte			angepasste Parameter	
b [mm]	α_0	m	G [MPa]	M	ρ_0 [1/cm ²]	d_γ [mm]	c [mm]	$R_{p0,2}(RT, \dot{\epsilon}_0)$ [MPa]	k	f
2,5E-07	0,4	0,02	7,20E+04	3,06	1,00E+09	2,50E-02	2,50E-03	270	9,430E+03	0

Laut Tabelle 4.2 ergibt sich für f ein optimaler Wert von $f = 0$. Die Versetzungsannihilation scheint hier also von untergeordneter Bedeutung zu sein, wahrscheinlich weil aufgrund der niedrigen Stapelfehlerenergie die Quergleitfähigkeit der Versetzungen stark eingeschränkt ist und so die Versetzungsannihilation erschwert wird. Kleine Werte für f bei austenitischem Stahl wurden auch von Bouquerel et al. (2006) gefunden und ebenfalls mit der niedrigen Stapelfehlerenergie begründet.

Abb. 4.12a-c zeigt die mit den Modellparametern in Tabelle 4.2 berechneten Fließkurven für drei Zugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten (jeweils in der Abb. angegeben). In jedem Diagramm ist eine berechnete Fließkurve des Phasengemisches ($\sigma_{\alpha'+\gamma}$) dargestellt und außerdem eine mit identischen Modellparametern berechnete Fließkurve ohne

Martensitbildung (σ_γ). Die Differenz zwischen diesen beiden Kurven entspricht dem Betrag der durch die Martensitbildung direkt verursachten Verfestigung.

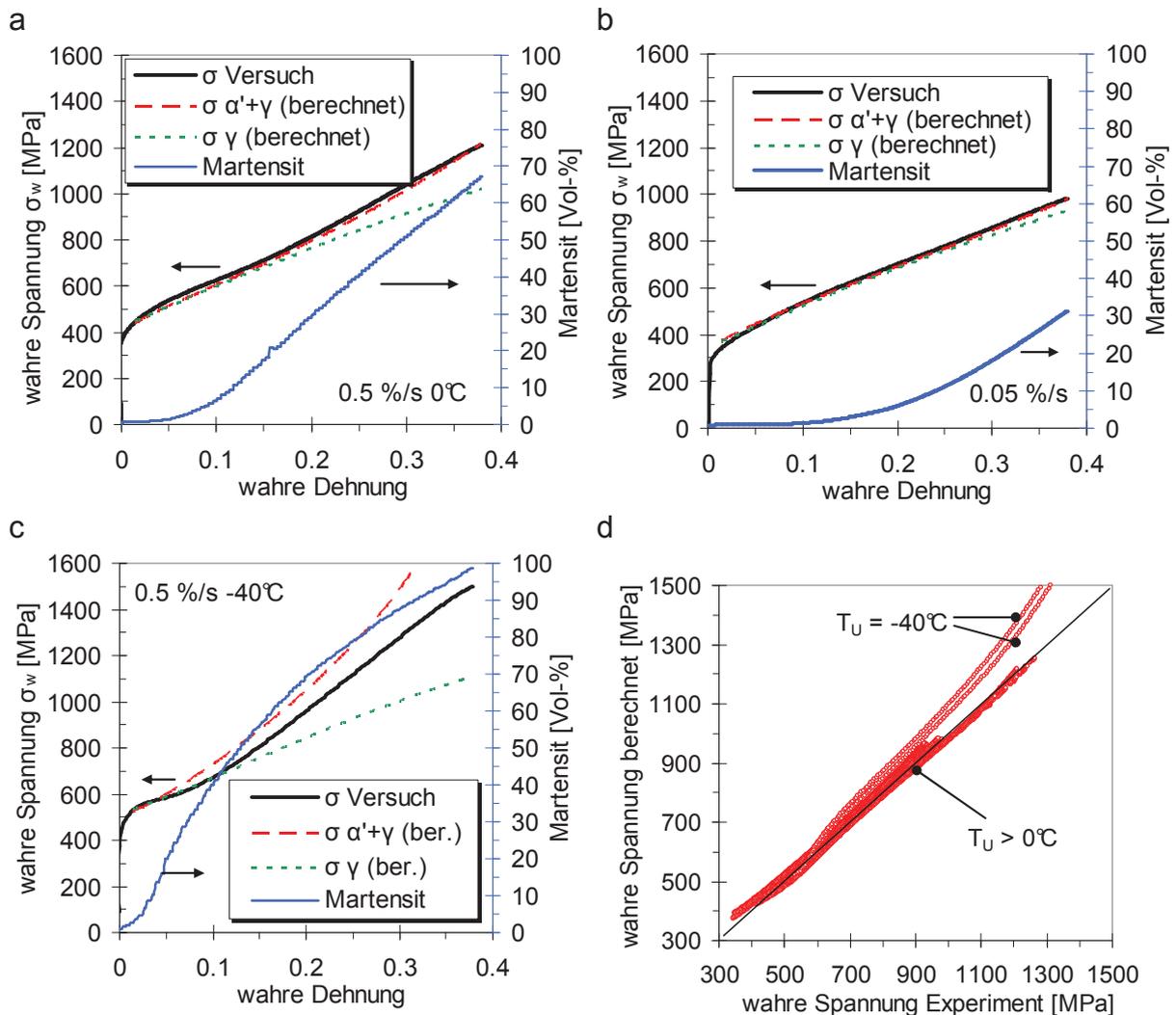


Abb. 4.12: Vergleich experimenteller und berechneter Fließkurven bei a) 0°C , b) 23°C und c) -40°C . In d) werden experimentelle und berechnete Werte für die Fließspannung aus 13 Zugversuchen miteinander verglichen.

Das hier verwendete Modell erlaubt eine mikrostrukturell basierte Berechnung der Fließkurven in guter Übereinstimmung mit experimentellen Werten für Versuche bei 0°C und 23°C (Abb. 4.12a+b). Bei einer Absenkung der Versuchstemperatur auf -40°C überschätzt das Modell allerdings die Fließspannung (Abb. 4.12c). Dies ist auch in Abb. 4.12d erkennbar. Hier werden die experimentelle und die berechnete Fließspannung aus 13 Zugversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten miteinander verglichen. Es zeigt sich hier, dass das Modell alle Versuche oberhalb von einer Umgebungstemperatur $T_U = 0^\circ\text{C}$ gut abbildet. Nur die beiden Versuche bei -40°C kann das Modell nicht zufriedenstellend abbilden. Hier scheint ein mikrostruktureller Effekt das Verformungsverhalten stark zu beeinflussen, den das Modell vernachlässigt. Das Modell überschätzt die Verfestigung bei -40°C . Da das Modell die Versuche bei höheren Temperaturen richtig beschreibt, gibt es offenbar einen Effekt, der bei -40°C zur Entfestigung führt und im Modell nicht erfasst wird.

Es sollen nun drei Möglichkeiten diskutiert werden, die zu den Abweichungen in den Modellberechnungen bei tiefen Temperaturen führen können.

Die Abweichung auch bei kleinen Martensitgehalten in Abb. 4.12c könnte darin begründet sein, dass die Abhängigkeit der Konstanten α_0 und k von der Temperatur bei Versuchen mit stark unterschiedlichen Probertemperaturen möglicherweise nicht mehr vernachlässigbar ist. Die Konstante k ist ein Maß für die Immobilisierung von Versetzungen, nachdem sie einen Weg zurück gelegt haben, der dem mittleren Abstand der Versetzungen ($\rho^{-1/2}$) entspricht, und beschreibt daher einen nicht thermisch aktivierten Prozess. Sie wird hier deshalb als nicht unmittelbar temperaturabhängig angenommen. Allerdings ist nach Mecking und Kocks (1981) der Parameter α_{KM} (und damit α_0) temperaturabhängig und könnte für die sinkende Qualität der Fließspannungsberechnung bei niedrigen Temperaturen mitverantwortlich sein.

Eine weitere Möglichkeit, die hier als am wahrscheinlichsten bewertet wird, ist die sehr hohe Martensitbildungsrate $dV_M/d\varepsilon$ bei niedrigen Temperaturen, möglicherweise in Kombination mit einer ε -Martensitbildung. Anhand von Abb. 4.4 wurde bereits erläutert, dass eine hohe Martensitbildungsrate zur Entfestigung führt, da die Volumenausdehnung der α' -Martensitphase dann zu einer Dehnung $\Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ führt, so eine Formänderung erleichtert und die Fließspannung absenkt. Die für eine Dehnung $\Delta\varepsilon$ notwendige Erhöhung der Versetzungsdichte sinkt dann ab, weil nur die Dehnung $\Delta\varepsilon - \Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ durch Versetzungsbewegung erreicht werden muss.

Desweiteren ist denkbar, dass zusätzlich eine bei tiefen Temperaturen vermehrt auftretende ε -Martensitbildung zu einer Abnahme der Verfestigungsrate führt, wie es von De et al. (2006) beobachtet wurde. Bei höheren Temperaturen dagegen scheint der Einfluss der Volumenexpansion und ε -Martensitbildung wahrscheinlich aufgrund der geringeren Martensitbildungsraten vernachlässigbar zu sein.

Der Grund für die starke Abweichung der Modellrechnung vom Experiment bei hohen Dehnungen und Martensitgehalten (vgl. Abb. 4.12c) ist wohl die geringere Verfestigungsneigung der Martensitphase. Bei hohen Dehnungen und tiefen Temperaturen ist die Probe nahezu vollständig martensitisch und die weniger verfestigende martensitische Phase dominiert das Verformungsverhalten. Anhand von Abb. 4.4 konnte schon gezeigt werden, dass das Absinken der Verfestigungsrate im Bereich IV durch die geringere Verfestigungsneigung der Martensitphase verursacht wird. Das Modell berechnet trotzdem die makroskopische Fließspannung aus der Versetzungsdichte der austenitischen Phase, was zu einer Überschätzung der Verfestigung der Probe führt. Bei hohen Martensitgehalten sinkt die experimentelle Verfestigungsrate daher ab, wohingegen die berechnete Verfestigungsrate stark ansteigt, weil das Modell einen starken Anstieg der Versetzungsdichte im Austenit bei hohen Martensitgehalten annimmt. Experimentelle Bestimmungen der Versetzungsdichte von Talonen (2007) zeigen, dass dieser starke Anstieg in der Versetzungsdichte bei hohen Martensitgehalten und Umformgraden im Austenit tatsächlich vorkommt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das Modell für den in diesem Forschungsprojekt betrachteten Umformprozess die Berechnung des Verformungsverhaltens mit hoher Genauigkeit ermöglicht, da der Umformprozess eine Temperatur von 0 °C nicht unter-

schreiten wird. Für diesen Temperaturbereich bestätigt das Modell die Sinnhaftigkeit der Annahme, dass sich anhand der Versetzungsdichte im Austenit die Fließspannung des Phasengemisches berechnen lässt. Die mit dem Modell berechnete Versetzungsdichte weist eine sehr gute lineare Korrelation mit den experimentell ermittelten Werten für einen Zugversuch bei 0 °C auf, erkennbar in Abb. 4.13.

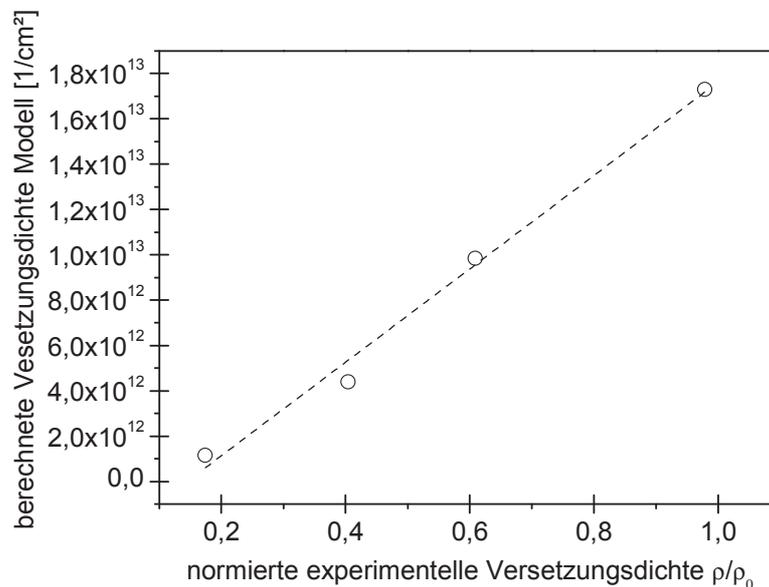


Abb. 4.13: Vergleich röntgenographisch ermittelter und anhand Gl. 2.26-28 berechneter Werte für die Versetzungsdichte für Zugversuche bei 0 °C (vgl. Abb. 4.5)

Im Gegensatz zu den in Kapitel 2.3.3 beschriebenen rein empirischen Ansätzen zur Beschreibung der Fließkurve des Phasengemisches (Hänsel 1998, Tomita und Iwamoto 1995) besitzt das hier verwendete Modell nur zwei unbekannte Modellkonstanten. Eine der Modellkonstanten ist hier sogar Null ($f=0$) und somit kann das Werkstoffverhalten metastabiler austenitischer Stähle mit diesem Modell durch Anpassung nur einer Modellkonstante beschrieben werden, wenn $R_{p0,2}$ und die Korngröße bekannt sind. Dies steht im Gegensatz zu bspw. 10 Modellkonstanten im Fließgesetz nach Tomita und Iwamoto (1995).

4.2.3 Martensitbildung und Verformungsverhalten bei zweistufiger Verformung

Wird das in Abschnitt 4.2.1 beschriebene Modell zur Martensitbildung benutzt, um die Martensitbildung in zweistufigen Umformversuchen zu berechnen, kommt es zu einer Überschätzung der Martensitbildung, weil die Martensitbildungsrate nach dem Richtungswechsel absinkt. Die Kurven mit $\Psi = 1$ in Abb. 4.14a+b entsprechen dieser Berechnung.

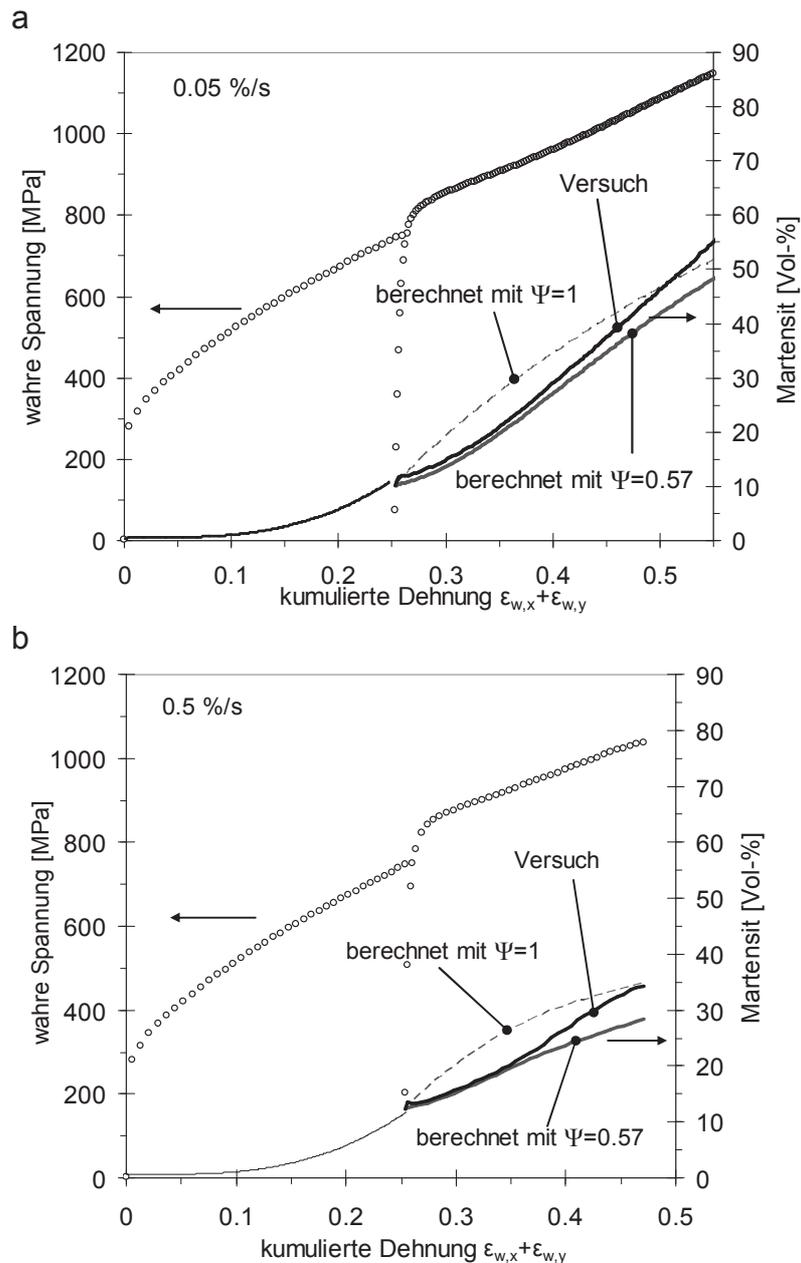


Abb. 4.14: Berechnung des Martensitgehaltes in y-Richtung bei zwei Umformgeschwindigkeiten a) 0,05 %/s und b) 0,5 %/s

Dabei bedeutet $\Psi = 1$ nach Gleichung 4.1, dass das gesamte Scherband- und Martensitvolumen, das sich während der Verformung in x-Richtung gebildet hat, auch für die Berechnung der Martensitbildung in y-Richtung einbezogen wird.

Wird dagegen nur ein Teil des in x-Richtung gebildeten Scherbandvolumens und Martensits in y-Richtung im Modell berücksichtigt ($\Psi \downarrow$), nähert sich die berechnete Kurve für den Martensitgehalt der experimentellen Kurve an. Die beste Übereinstimmung zwischen experimentellen und berechneten Daten wird für $\Psi = 0,57$ erreicht. Damit liegt der aus Zugversuchen bestimmte Wert für Ψ unter dem aus EBSD-Daten ermittelten Wert von 0,74 (vgl. Abschnitt 4.1.2). Dies ist nicht verwunderlich, da die Abschätzung für Ψ aus EBSD-Daten starken Fehlereinflüssen unterliegt. Es handelt sich um zweidimensionale Daten für ein dreidi-

mensionales Problem und einen sehr kleinen Gefügeausschnitt. Außerdem ist die Annahme eines zur Verformung mindestens erforderlichen Schmidfaktors von 0,4 willkürlich gewählt worden. EBSD-Daten und Zugversuche zeigen aber übereinstimmend die Tendenz, dass nur ein Teil der in y-Richtung gebildeten Volumenanteile für Scherbänder und Martensit in y-Richtung relevant sind.

Die Modellierung der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei einem Lastrichtungswechsel bestätigt ebenfalls, dass nur ein bestimmter Anteil des in x-Richtung gebildeten Martensitvolumens für die Verformungseigenschaften in y-Richtung relevant ist. Wird anhand des in Abschnitt 4.2.2 beschriebenen Modells der Zusammenhang zwischen Spannung und Umformgrad berechnet (Parametern s. Tabelle 4.2) und die Änderung der Lastrichtung im Modell nicht berücksichtigt (entspricht $\Psi = 1$, d.h. das gesamte Martensitvolumen wird einbezogen), ist die berechnete Spannung zu hoch, siehe Abb. 4.15a. Wird hingegen der in y-Richtung gebildete Martensit (!) in der Berechnung der Fließspannung komplett vernachlässigt, stimmen experimentelle und berechnete Daten sehr gut überein (Abb. 4.15b).

In Abb. 4.16 werden verschiedene Fließkurven für einen Zugversuch gezeigt, die auf Basis verschiedener Martensitvolumenanteile berechnet wurden. Der jeweils angegebene Wert für Ψ bezeichnet hier das Verhältnis des in der Berechnung der Fließspannung berücksichtigten Volumenanteils $V_{M,y,eff}$ zum Gesamtvolumenanteil $V_{M,ges}$. Welcher Teil des in x-Richtung gebildete Martensitanteils in die Rechnung einbezogen wird, hat kaum Bedeutung: $V_{M,x}$ ist kleiner als 15 Vol-% und hat daher einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die Fließspannung.

Der verminderte Einfluss des Martensitanteils in y-Richtung lässt sich so erklären, dass bei einem Lastrichtungswechsel vermehrt plastische Verformung in Körnern mit geringem Martensitgehalt stattfindet (vgl. Abb. 4.9), in denen die mittlere freie Versetzungsweite größer ist als in Körnern mit hohem Martensitgehalt (vgl. Abb. 2.13). Eine größere freie Versetzungsweite geht nach Gl. 2.26 einher mit einer niedrigeren Versetzungsbildungsrate $dp/d\varepsilon$ und somit einer niedrigeren Verfestigung. Die Martensitbildung hat somit eine starke Anisotropie der monotonen mechanischen Eigenschaften zur Folge. Dass die teilweise hohe Martensitbildung in y-Richtung kaum die Fließspannung erhöht ist einerseits überraschend, bestätigt aber andererseits die Annahme, dass der Martensit nicht direkt die mechanischen Eigenschaften des Phasengemisches beeinflusst. Der Verformungsmartensit erhöht vor allem dann die Festigkeit, wenn er die Versetzungsbewegung im Austenit erschwert.

Bemerkenswert ist, dass die in x-Richtung berechnete Versetzungsdichte die Fließspannung in y-Richtung am Versuchsanfang richtig wiedergibt. Die in Abb. 4.14 erkennbare temperaturbedingte Spannungsüberhöhung beim Richtungswechsel wird richtig berechnet. Betrachtet man die Fließkurven in Abb. 4.16 nach dem Richtungswechsel (bei kleinen Dehnungen), zeigt sich, dass, unabhängig vom verwendeten Martensitgehalt, die Fließspannung mit hoher Genauigkeit aus der Versetzungsdichte bestimmt werden kann. Die Versetzungsdichte weist somit eine geringere Anisotropie auf als die Martensitbildung.

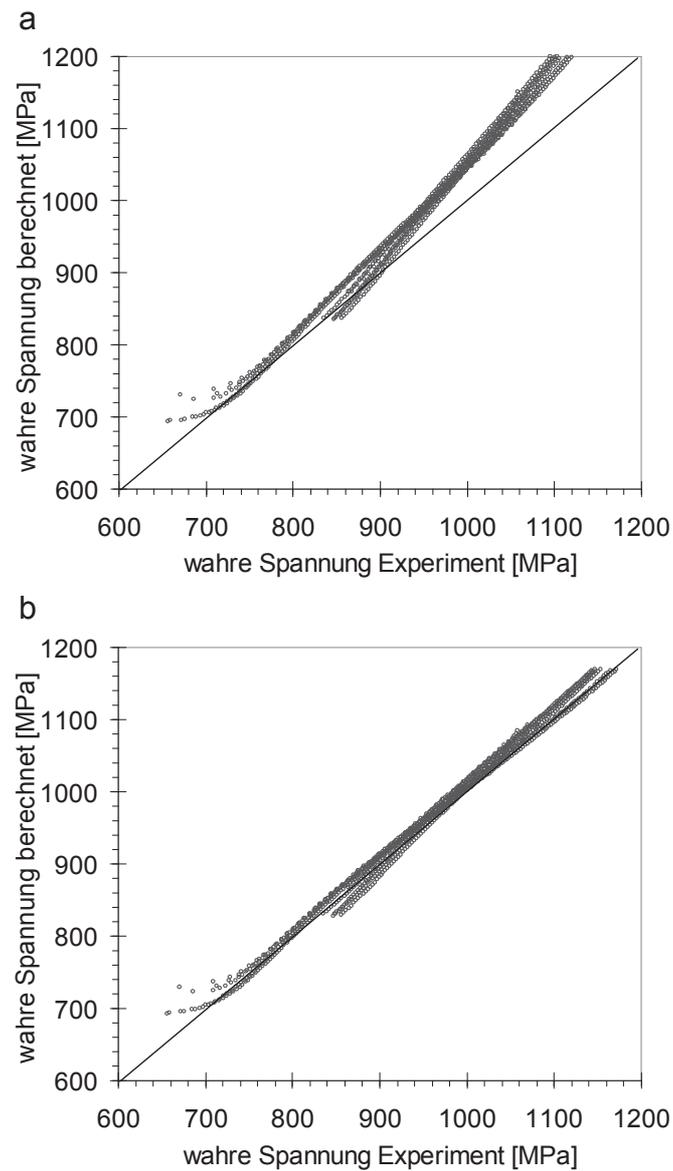


Abb. 4.15: Vergleich berechneter und experimenteller Spannungswerte aus 13 Zugversuchen bei RT mit unterschiedlichen Dehnraten und Vorverformungsgraden a) Berücksichtigung des in x- und y-Richtung gebildeten Martensits und b) nur Berücksichtigung des in x-Richtung gebildeten Martensits

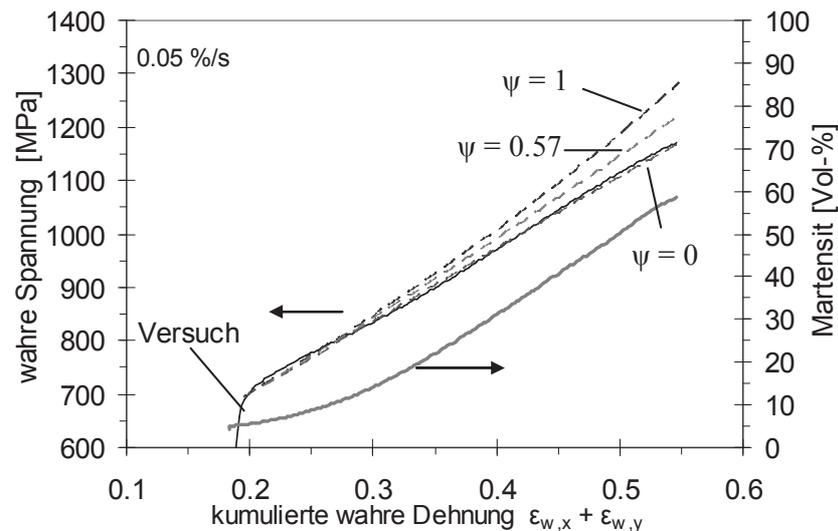


Abb. 4.16: Berechnung der Spannungs-Dehnungs-Kurve eines zweistufigen Zugversuchs mit den aus einachsiger Verformung bestimmten Modellkonstanten

4.3 Einfluss der Martensitbildung auf das HCF- und VHCF-Verhalten

Nachdem im letzten Abschnitt die Martensitbildung und die mechanischen Eigenschaften unter monotoner Last betrachtet wurden, erläutert und diskutiert dieser Abschnitt nun die Untersuchungen zu den zyklischen (HCF- und VHCF-) Eigenschaften und deren Wechselwirkung mit der Martensitbildung.

4.3.1 Ermüdungsverhalten im unverformten Zustand

In Konstantamplitudenversuchen am Resonanzpulsator und am Ultraschallermüdungsprüfstand konnte gezeigt werden, dass für Proben im Anlieferungszustand (lösungsgeglüht, rein austenitisch) sowohl eine lastspielzahlunabhängige HCF-Ermüdungsfestigkeit wie auch eine VHCF-Ermüdungsfestigkeit im Sinne einer „Dauerfestigkeit“ existieren. Das zeigt die Wöhlerkurve des Werkstoffs im unverformten Zustand in Abb. 4.17, aufgenommen am Resonanzpulsationsprüfstand (90 Hz) und am Ultraschallprüfstand (20 kHz). Die VHCF-Ermüdungsfestigkeit entspricht der HCF-Ermüdungsfestigkeit und beträgt in beiden Fällen $\sigma_{D,VHCF} = \sigma_{D,HCF} = 250 \text{ MPa}$.

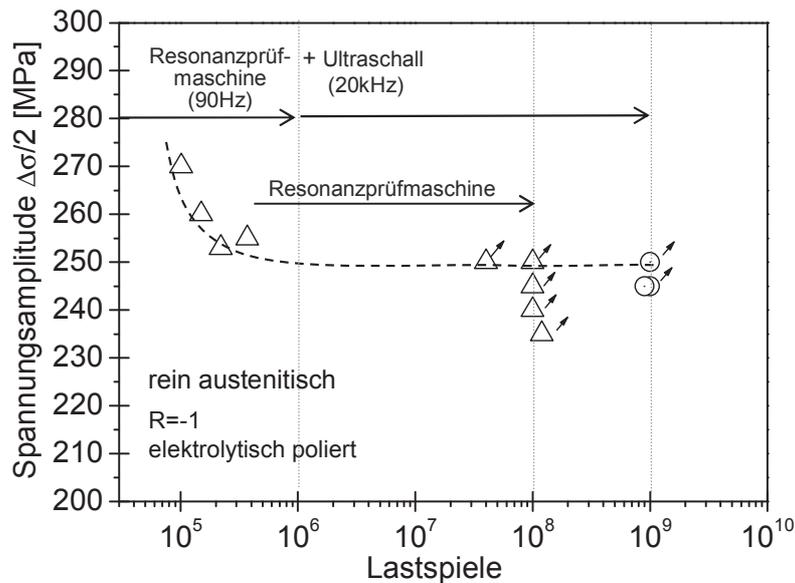


Abb. 4.17: Wöhlerkurve für den unverformten, austenitischen Zustand, Dreiecke: 90 Hz, Kreise: 20 kHz

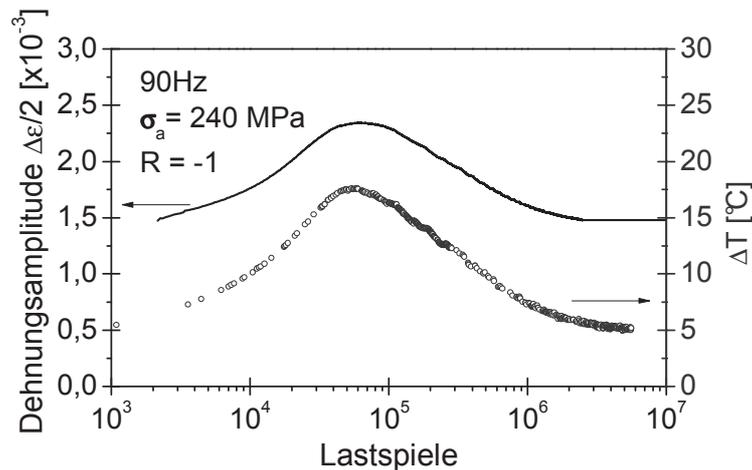


Abb. 4.18: ΔT - N - und $\Delta \varepsilon_p/2$ - N -Kurve für eine Beanspruchungsamplitude unterhalb der VHCF-Wechselfestigkeit

Auch unterhalb von $\sigma_{D,VHCF}$ kommt es aber entgegen sonst üblicher Annahmen für den VHCF-Bereich zu deutlicher makroskopischer plastischer Verformung. Abb. 4.18 zeigt die Wechselverformungskurven (ΔT - N und $\Delta \varepsilon/2$ - N -Kurven) für einen Versuch bei 240 MPa, also 10 MPa unterhalb der VHCF-Ermüdungsfestigkeit. Die plastische Verformung führt zu einer zyklischen Entfestigung bis ca. 10^5 Zyklen und einer anschließenden Verfestigung. In Abb. 4.18 ist die Entfestigung durch den Anstieg der Proben temperatur ΔT und der Dehnungsamplitude bis 10^5 Zyklen und die Verfestigung durch den anschließenden Abfall beider Größen zu erkennen. Nach ca. 10^6 Zyklen erreicht die Probe einen Sättigungszustand. Somit entspricht das Wechselverformungsverhalten von metastabilem austenitischem Edelstahl im VHCF-Bereich weitgehend dem Verhalten im HCF-Bereich (vgl. Kapitel 2.4.2), wo ebenfalls eine starke Entfestigung einer Verfestigung vorausgeht. Abb. 4.19 zeigt drei Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für charakteristische Lastspielzahlen ebenfalls bei

$\Delta\sigma/2 = 240\text{MPa}$. Die hohe plastische Dehnungsamplitude ($1,2 \cdot 10^{-3}$) bei $6 \cdot 10^4$ Zyklen im Gegensatz zu den anderen beiden Hysteresen zu Beginn und gegen Ende des Versuchs ($0,28 \cdot 10^{-3}$ bei 10^7 Zyklen) ist klar zu erkennen. Üblicherweise liegt die plastische Dehnungsamplitude für die HCF-Ermüdungsfestigkeit zwischen 10^{-5} und 10^{-4} für metallische Werkstoffe (vgl. Kapitel 2.4.2, bzw. Klesnil und Lukás 1992) und im VHCF-Bereich in einem kaum messbaren Bereich. Somit ist hier die plastische Dehnungsamplitude während der Ermüdung temporär in einem für VHCF-Versuche sehr hohen Bereich, bis sie durch die Verfestigung wieder deutlich abnimmt. Selbst bei 10^7 Lastspielen liegt $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ in einem für die HCF-Ermüdungsfestigkeit hohen Bereich. Trotzdem kommt es nicht zum Probenversagen bis 10^9 Lastspiele.

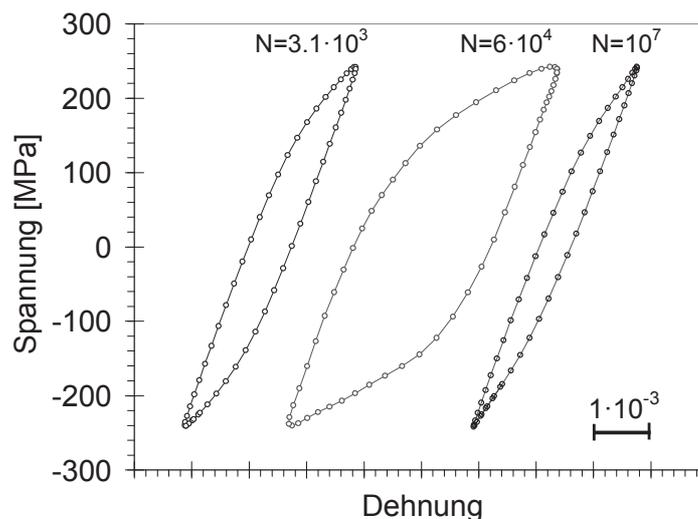


Abb. 4.19: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei charakteristischen Lastspielzahlen (in Abb. angegeben, $\Delta\sigma/2 = 240\text{MPa}$)

Das in Abb. 4.18 erkennbare transiente Probenverhalten erforderte die Einführung einer neuen Prüfprozedur für Ultraschallermüdungsversuche. Da die Regelung des Ultraschallermüdungsprüfstands nur dann zuverlässig funktioniert, wenn die globale plastische Verformung vernachlässigbar klein oder zumindest über die Lastspielzahl konstant ist, wurden die Proben erst am Resonanzpulsator bis in den Sättigungsbereich hinein ermüdet (je nach Zustand $1 \cdot 10^6$ bis $2 \cdot 10^6$ Zyklen, erkennbar an nahezu konstanter Proben temperatur) und anschließend bei gleicher Dehnungsamplitude am Ultraschallprüfstand weiter ermüdet (vgl. Abb. 4.17).

Der globale Martensitgehalt nach 10^9 Zyklen liegt bei ca. 3 Vol-% für alle Durchläufer (s. Abb. 4.17). Aus Abb. 4.20 kann entnommen werden, dass während der zyklischen Entfestigung der Martensitgehalt weitgehend konstant bleibt. Dagegen nimmt der Martensitgehalt während der Verfestigung stark zu. Trotz einer plastischen Dehnungsamplitude unterhalb des in der Literatur verbreiteten Schwellenwertes für die Martensitbildung von $3 \cdot 10^{-3}$ (ca. $3 \cdot 10^{-4}$ für die Probe in Abb. 4.20) entsteht global messbarer Martensit im Ermüdungsversuch.

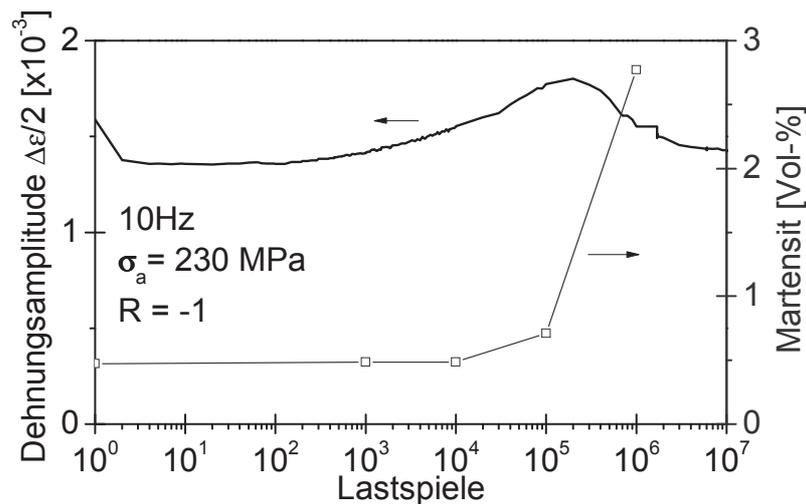


Abb. 4.20: Zusammenhang zwischen Martensitbildung und Dehnungsamplitude im Ermüdungsversuch ($\Delta\sigma/2 = 230$ MPa, 10 Hz)

Mikrostrukturelle Untersuchungen

Zur Untersuchung der mikrostrukturellen Ursachen für das transiente Probenverhalten im VHCF-Bereich wurden REM-Untersuchungen der Probenoberfläche und TEM-Untersuchungen der Mikrostruktur durchgeführt. REM-Untersuchungen an Durchläufern zeigen, dass sich während der Ermüdung die plastische Verformung in Gleitbändern lokalisiert, die aus der Oberfläche heraustreten und dort anhand von Gleitspuren sichtbar werden. In den meisten Körnern sind regelmäßige, parallel angeordnete Gleitspuren zu erkennen (Abb. 4.21a+b). Außerdem ist an der Oberfläche der Ermüdungsproben Verformungsmartensit in Form von Nadeln (Abb. 4.21a+b) zu beobachten. Die Martensitnadeln bilden sich meist in Bereichen starker Gleitspurbildung ungefähr parallel zu den Gleitspuren, seltener auch in Richtung von Zwillingskorngrenzen aus. Bei einer 10 MPa höheren Spannungsamplitude als der Abb. 4.21 zugrundeliegenden, sind teilweise zwei Gleitsysteme pro Korn aktiv, was zu sich schneidenden Gleitbändern führt (vgl. Abb. 4.22 Korn oben links). So kann es auch zur Bildung von Martensitnadeln entgegen der Orientierung der meisten Gleitspuren auf den sekundären Gleitsystemen kommen (Abb. 4.22). Ebenfalls in Abb. 4.22 erkennbar ist die Entstehung von Intrusionen (in der Abb. eingekreist).

Die REM-Untersuchungen lassen den Schluss zu, dass sich Martensit dort bildet, wo lokal hohe Schubspannungen wirken und/oder Versetzungsbewegungen stattfinden, nämlich in Gleitbändern und an Zwillingskorngrenzen. Plastische Verformung an Zwillingskorngrenzen ist eine Folge der hohen elastischen Anisotropie in austenitischem Edelstahl (vgl. Kapitel 2.4.1.2), die vor allem an Zwillingskorngrenzen zu Spannungsüberhöhungen führt. Da Zwillingskorngrenzen im kfz-Gitter auch mögliche Gleitebenen sind, werden hier im HCF-Bereich auch bevorzugt Risse initiiert (Roth et al. 2010).

Bei keiner der durchgelaufenen Proben konnten allerdings Mikrorisse (definiert als Risse mit einer minimalen Länge des Korndurchmessers) gefunden werden. Bruchflächenuntersuchungen der versagten Proben (Abb. 4.17) wiesen immer eine Rissinitiation an der

Probenoberfläche auf, teilweise an kleinen Einschlüssen (wenige μm Durchmesser), teilweise ohne erkennbare mikrostrukturelle Ursache.

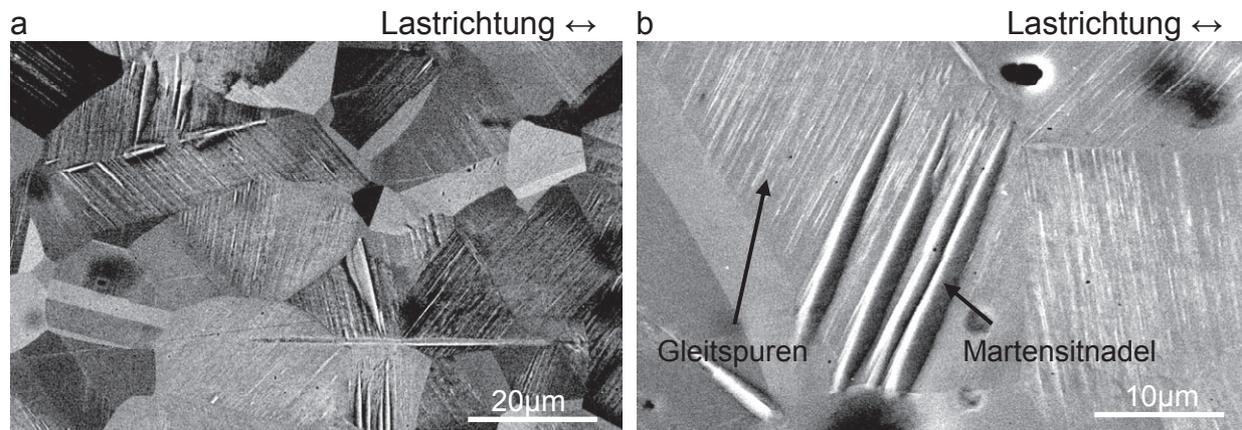


Abb. 4.21: REM-Bilder der Probenoberfläche eines Durchläufers ($\Delta\sigma/2=245$ MPa, 10^9 Zyklen), Bildung von Martensitnadeln meist entlang von Gleitspuren, seltener entlang von Zwillingsgrenzen (a) oder auch ohne erkennbare Vorzugsorientierung ((b) unten links).

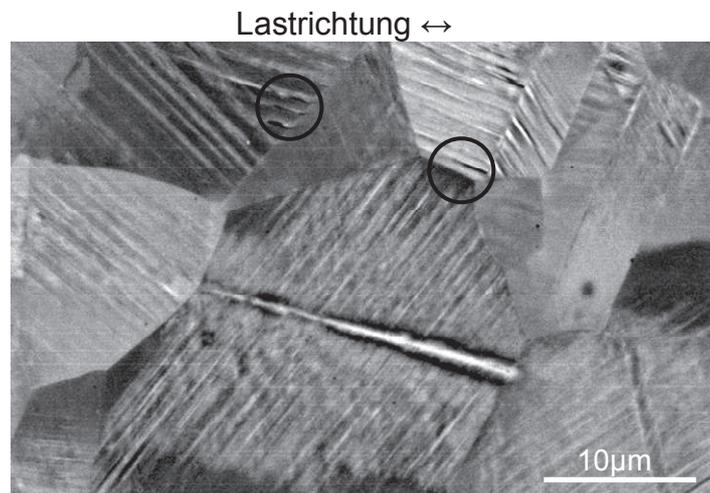


Abb. 4.22: Probenoberfläche einer Probe mit $\Delta\sigma/2 = 250$ MPa, untersucht nach $4 \cdot 10^7$ Zyklen ohne Bruch. Mehrere aktive Gleitsysteme führen zu sich kreuzenden Gleitspuren. Entstehung deutlicher Intrusionen (Kreise).

Betrachtet man die Oberfläche einer Ermüdungsprobe bei verschiedenen Ermüdungsstadien (Lastspielzahlen) im REM, lässt sich die Oberflächenveränderung mit den Ent- und Verfestigungsphasen in der Wechselverformungskurve vergleichen. Abb. 4.23 zeigt die Oberflächenveränderung einer Probe, deren Prüfbedingungen identisch waren mit denen der in Abb. 4.20 dargestellten Wechselverformungskurve (230 MPa, 10 Hz). In der Abbildung ist die jeweilige Zyklenzahl angegeben, bei der die REM-Untersuchung erfolgte. Nach 10^3 Zyklen ist bereits eine leichte Bildung von Gleitspuren erkennbar und außerdem die Bildung einer Martensitnadel. Zwischen 10^4 und 10^5 Zyklen ist die Entfestigung am stärksten (Abb. 4.20), was von einer deutlichen Gleitbandbildung begleitet wird (Abb. 4.23d). In Bereichen starker plastischer Verformung (bzw. Gleitbandbildung) kommt es außerdem zur Bildung von α' -Martensitnadeln, die weitere plastische Verformung aufgrund ihrer höheren Festigkeit erschweren. Die starke Bildung von Martensitnadeln leitet somit die nach 10^5 Zyklen auftre-

tende Verfestigung ein. Im Bereich mit hoher Anzahl an Martensitnadeln (Abb. 4.23d Mitte unten) ist zwischen 10^5 und 10^6 Zyklen kaum noch eine Oberflächenveränderung sichtbar, wohingegen in anderen Bereichen die Anzahl und Höhe der Gleitspuren noch zunimmt. Nach 10^5 Zyklen nimmt auch der global messbare Martensitanteil im Probeninneren zu (Abb. 4.20).

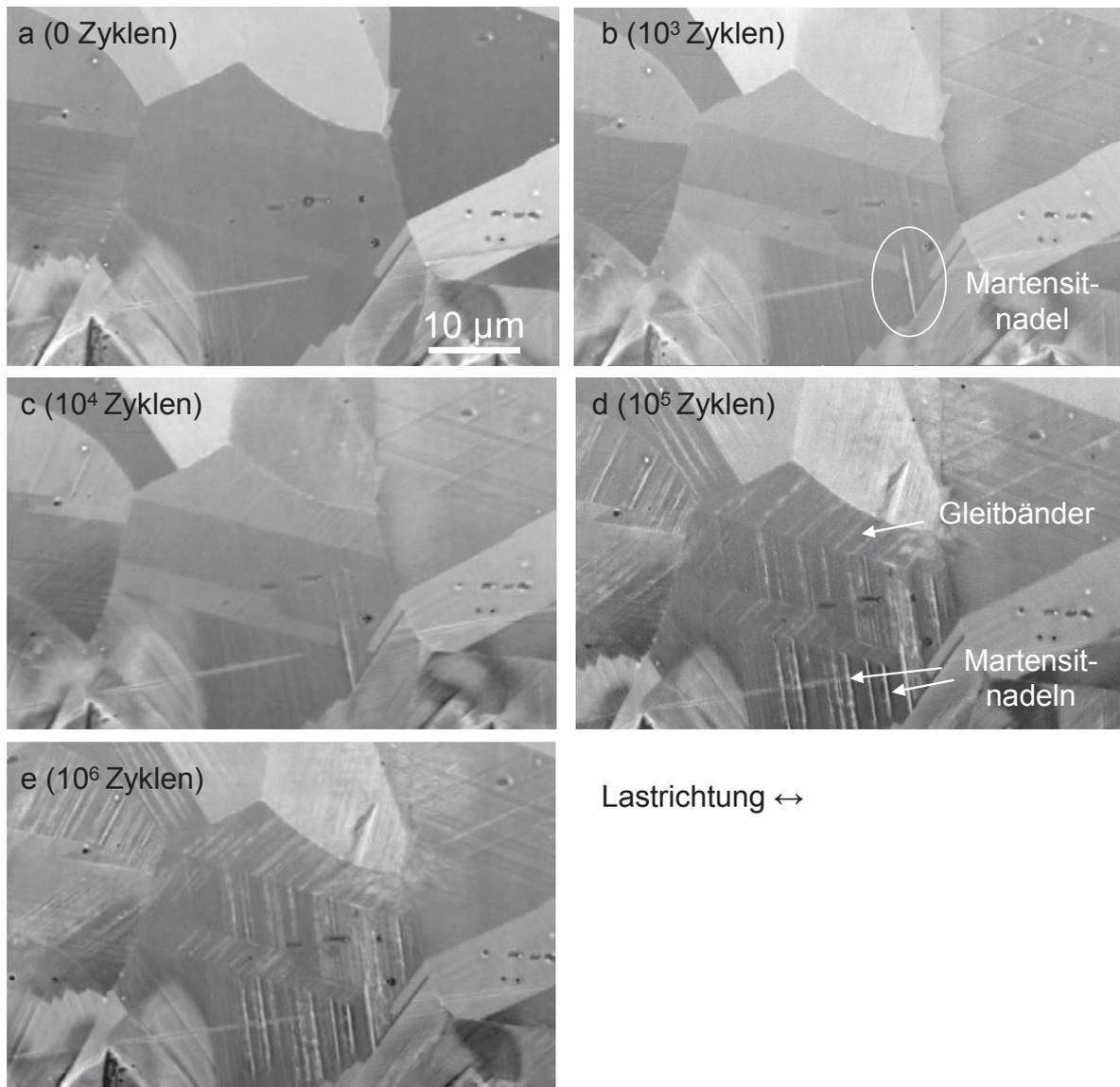


Abb. 4.23: Probenoberfläche einer Probe mit $\Delta\sigma/2 = 230\text{MPa}$ im BSE-Kontrast, untersucht nach verschiedenen Zyklenzahlen (jeweils in Abbildung angegeben).

Nach Abb. 4.23 b-d ist die Entfestigungsphase von der Bildung von Gleitbändern begleitet: je stärker die Entfestigung, desto ausgeprägter die Gleitbandbildung. Zu einem ähnlichen Ergebnis kommen Man et al. (2003). Sie beobachten bei einem stabilen Edelstahl ebenfalls, dass mit dem Beginn der Entfestigung Gleitspuren an der Oberfläche auftreten und auch sie nehmen an, dass die Entfestigung bei einem AISI316L durch eine Lokalisierung der Verformung in Gleitbändern verursacht wird. Bassler (1998) beobachtet in TEM-Aufnahmen in der Entfestigungsphase eine deutliche Erhöhung der Stapelfehlerdichte und eine inhomogene Versetzungsverteilung, was ebenfalls auf eine Lokalisierung der plastischen Verformung hinweist. Offenbar kommt es zu einer erhöhten Mobilität von Versetzungen in Gleitbändern, bis lokale plastische Dehnungsamplituden erreicht werden, die zur Martensitbildung und Versetzungs-

verfestigung in diesen Gleitbändern führen. Weitere Bestätigung finden diese Annahmen in TEM-Untersuchungen.

TEM-Untersuchungen zeigen für eine im VHCF-Bereich ermüdete Probe ebenfalls eine Lokalisierung der plastischen Verformung im Probeninneren. Abb. 4.24a zeigt Bänder aus überlagerten Stapelfehlern und einzelne Versetzungslinien. Bänder aus Stapelfehlern waren sehr häufig zu beobachten. Allerdings sind diese Bänder inhomogen in der Probe verteilt. In und an den Bändern aus Stapelfehlern bildet sich der dunkel erscheinende Martensit (Abb. 4.24a), vergrößert zu sehen in Abb. 4.24b. Die Existenz einer zweiten Phase konnte in Beugungsbildern nachgewiesen werden. In einigen Stapelfehlerbändern war in TEM-Untersuchungen zu erkennen, dass Versetzungen innerhalb dieser Bänder entlang derselben laufen. In manchen Körnern konnte aber auch Martensitbildung in feinen schmalen Bändern ohne die Existenz von Stapelfehlern beobachtet werden. ϵ -Martensit wurde nicht gefunden, wobei jeder Stapelfehler auch als gestörtes hexagonales Gitter aufgefasst werden könnte und somit Stapelfehler und ϵ -Martensit schwer zu unterscheiden sind.

Die Bildung von α' -Martensit ist hier nicht vornehmlich an Kreuzungspunkten von Scherbändern zu finden. Diverse Autoren (Staudhammer et al. 1983 oder Lee und Lin 2000) würden die Martensitbildung hier daher als spannungsinduziert bezeichnen (vgl. auch Kapitel 2.2.3), wobei diese Autoren die spannungsinduzierte Martensitbildung vor allem innerhalb von Scherbändern beobachten und klare Phasengrenzen zwischen der γ - und der α -Phase beobachten. Abb. 4.24 zeigt aber ein schnelles Anwachsen des α' -Martensits über die Scherbänder (hier Stapelfehlerbänder) hinaus und die Phasengrenzen sind diffus. Ähnlich wie hier beobachten Staudhammer et al. (1983) aber Versetzungen im Martensit. Es ist also denkbar, dass der α' -Martensit hier teilweise spannungs- und nicht nur dehnungsinduziert entstanden ist. Sicher ist aber, dass vor allem dort α' -Martensit entsteht, wo auch Anhäufungen von Versetzungen und Stapelfehlerbändern zu beobachten sind und somit plastische Verformung stattgefunden hat.

Sowohl die REM- wie auch die TEM-Untersuchungen legen den Schluss nahe, dass der gebildete α' -Martensit trotz des geringen Volumenanteils effektiv zur zyklischen Verfestigung von metastabilem austenitischem Edelstahl beiträgt, weil er aufgrund seiner höheren Festigkeit lokal dort die Versetzungsbewegung erschwert, wo sie verstärkt auftritt, gerade in Scher-, bzw. Gleitbändern. Die Martensitbildung in und an diesen Bändern hoher Versetzungsaktivität lassen sich sowohl an der Oberfläche der Proben (REM), wie auch im Probeninneren (TEM) nachweisen.

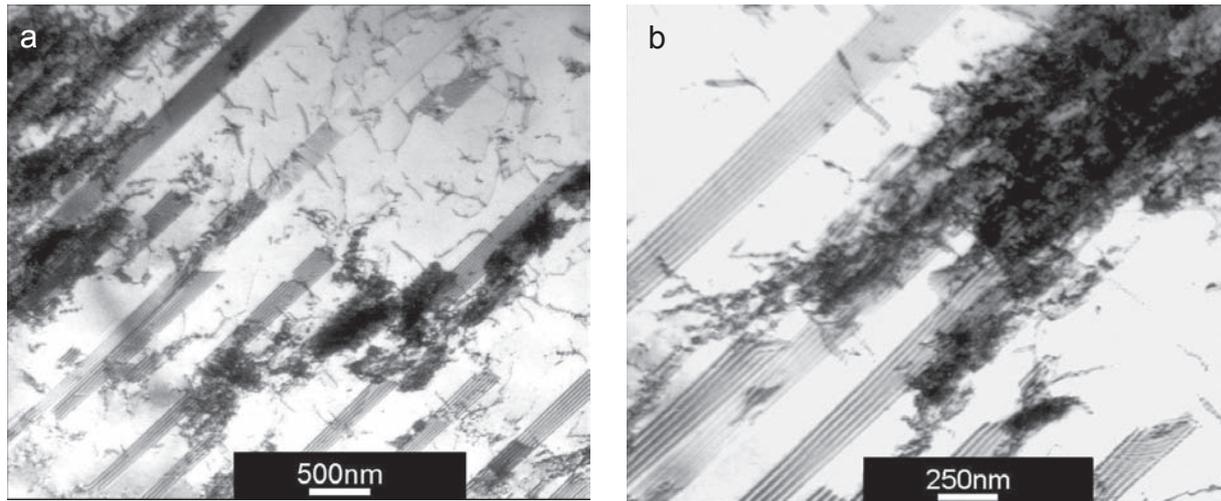


Abb. 4.24: TEM-Aufnahmen einer im VHCF-Bereich zyklisch verformten Probe ($N = 10^8$, $\Delta\sigma/2 = 240$ MPa, $f \approx 90$ Hz)

Die Verfestigung wird somit zumindest zum Teil durch die Bildung der festeren Martensitphase verursacht. Zu diesem Ergebnis kommen auch zahlreiche andere Autoren bei HCF-Versuchen, die eine ähnliche sekundäre Verfestigung aufweisen (z.B. De Backer et al. 2001, Nebel 2002, Glage et al. 2010). Die höhere Festigkeit der Martensitphase lässt sich anhand von Mikrohärteprüfungen an Martensitnadeln und weitgehend unverformten austenitischen Körnern nachweisen. An einer bei 230 MPa ($f=10$ Hz, $N=10^6$) ermüdeten Probe wurde eine durchschnittliche Härte von 249 HV in Austenitkörnern ohne Gleitspuren im Gegensatz zu 332 HV in Martensitnadeln gemessen (vgl. Abb. 4.25a+b). Auch dies bestätigt die Annahme der verfestigenden Wirkung der Martensitphase. Hier soll noch erwähnt werden, dass der Härteunterschied zwischen Martensitnadeln (332 HV) und Körnern mit starker Gleitbandbildung (322 HV) kaum messbar ist, was dadurch zu begründen ist, dass sich in den Gleitbändern sehr lokal (an der Oberfläche nicht sichtbarer) Martensit mit ähnlicher Härte bildet, wie es auch in TEM-Aufnahmen zu sehen ist (vgl. Abb. 4.24a+b). Ein weiterer Grund für die zyklische Verfestigung ist die bekannte Neigung dieses Werkstoffs zur Kaltverfestigung, also eine in diesem Fall lokale Erhöhung der Versetzungsdichte.

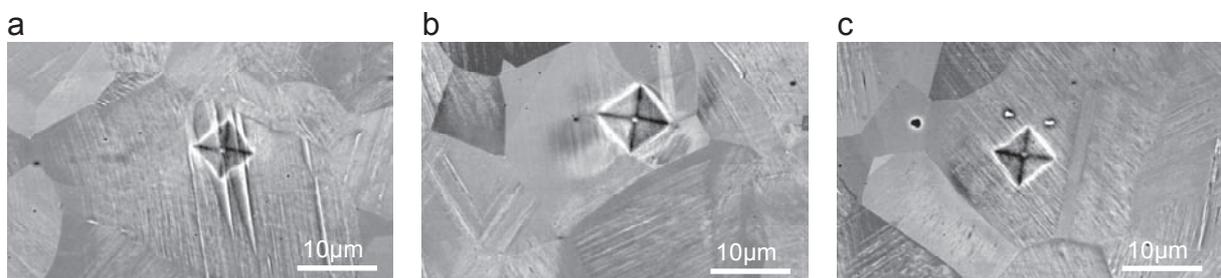


Abb. 4.25: Beispiele für Härtemessungen an a) Martensitnadeln, b) im Austenit ohne Gleitspuren c) im Austenit mit deutlicher Gleitbandbildung, Eindringkraft: 10p

Es ist anzunehmen, dass die Martensitbildung während der Ermüdung ein Hauptgrund für den fehlenden Abfall der Ermüdungsfestigkeit im VHCF Gebiet ist. Die Martensitbildung reduziert die plastische Dehnungsamplitude bei $N > 10^6$ auf ein Niveau, das offensichtlich nicht mehr zum Probenversagen führt. Auch in der Literatur ist bei lastkontrollierten HCF-Versu-

chen mit metastabilen austenitischen Stählen im unverformten Zustand kein Versagen oberhalb von 10^6 Lastspielen zu finden (Myeon et al. 1997, Nebel 2002, Hayashi und Enomoto 2006, Nakajima et al. 2010), Eine mögliche Ausnahme ist die Untersuchung von Bathias (2001, 2005) an einem AISI304, wo allerdings aufgrund von weitgehend unbekanntem Versuchsbedingungen, Werkstoffeigenschaften und Austenitstabilität (vgl. Kapitel 2.2.4) die Versuchsergebnisse nicht sinnvoll interpretiert werden können. Hattori et al. (1999) und De Backer (2001) stellen bei stabilen Austeniten dagegen auch Probenversagen oberhalb von 10^6 Lastspielen bei absinkenden Spannungsamplituden fest. De Backer et al. vergleichen die Wechselverformungskurven eines metastabilen Austeniten (AISI347) und eines stabilen Austeniten (AISI321) und finden ein nahezu vollständiges Ausbleiben der Verfestigung bei der zyklischen Verformung des stabilen Austeniten, was sie auf die fehlende Martensitbildung zurückführen und finden durch das Ausbleiben der Verfestigung auch Versagen oberhalb von 10^7 Lastspielen. Es ist somit naheliegend anzunehmen, dass stabile Austenite eine mit zunehmender Lastspielzahl abfallende Ermüdungsfestigkeit im VHCF-Bereich aufweisen können. VHCF-Versuche an stabilen Austeniten werden zeigen müssen, ob diese Annahme tatsächlich zutrifft.

Ermittlung eines Schwellenwertes der Gleitbandbildung

Wie im vorangegangenen Kapitel dargelegt, weist der hier untersuchte metastabile austenitische Edelstahl im VHCF-Bereich signifikante globale plastische Dehnungsamplituden auf, die zu einer starken Probenerwärmung führen und eine Kühlung notwendig machen. Selbst 20 MPa unterhalb der VHCF-Ermüdungsfestigkeit kommt es zu messbarer globaler plastischer Verformung, die bei einer weiteren Erhöhung der Grenzlastspielzahl über 10^9 Zyklen hinaus zu Rissinitiierung und -fortschritt führen könnte, wenn bspw. die Oberflächenaufrauung einen kritischen Wert erreicht hat. Eine Ermüdungsfestigkeit unabhängig von der Lastspielzahl, der Verfestigungsneigung und (lokalen) Martensitbildung ist für austenitischen Edelstahl erst dann sehr wahrscheinlich, wenn eine plastische Verformung im Ermüdungsversuch nicht mehr feststellbar ist. Um die Spannungsamplitude zu ermitteln, unterhalb der keine messbare (lokale) plastische Verformung stattfindet, wurde ein Laststeigerungsversuch (LSV) am Ultraschallermüdungsprüfstand durchgeführt. Diese Versuchsführung besitzt den Vorteil, dass aufgrund der sehr hohen Versuchsfrequenz (20 kHz) die durch die plastische Dehnung entstehende Wärme (vgl. Kapitel 2.4.6) kaum abgeführt werden kann und zu einer starken und damit leicht messbaren Probenerwärmung führt.

Die Verläufe der Spannungsamplitude und der Probentemperaturänderung im LSV sind in Abb. 4.26 zu erkennen. Der Versuch wurde bei 54 MPa gestartet und alle 10^6 Lastspiele um 16 MPa erhöht. Nach jeder Laststufe wurde die Probe ausgebaut und die Oberfläche lichtmikroskopisch untersucht. Die Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchungen zeigt Abb. 4.27. Während der ersten beiden Laststufen ist die Probentemperatur nahezu konstant, der maximale Temperaturanstieg beträgt 1°C und ist wahrscheinlich auf innere Reibung zurückzuführen (Abb. 4.26), bspw. auf den Bordoni-Effekt (vgl. auch Kapitel 2.4.6). Hier sind Versetzungen an beiden Enden fest verankert, können sie sich unter zyklischer Last auch bei kleinen Amplituden geringfügig hin und her bewegen, ohne aber ein Hindernis überwinden oder

schneiden zu können. Dieser Prozess ist thermodynamisch durch die Gitterreibung nicht vollständig reversibel und daher mit einer Wärmedissipation verbunden (Cugy und Galtier 2002).

Bei einer Spannungsamplitude von 86 MPa steigt die Probentemperatur um einige Grad und dieser Anstieg korreliert mit dem gehäuftem Auftreten von Gleitspuren an der Oberfläche (Abb. 4.27d). Der Anstieg der Probentemperatur ist also mit einer an der Probenoberfläche sichtbaren plastischen Verformung verbunden. Zwar kommt es schon bei einer Spannungsamplitude von 70 MPa zu einer an der Probenoberfläche sichtbaren Irreversibilität, sie scheint aber so lokal zu sein, dass die Probentemperatur nicht signifikant ansteigt.

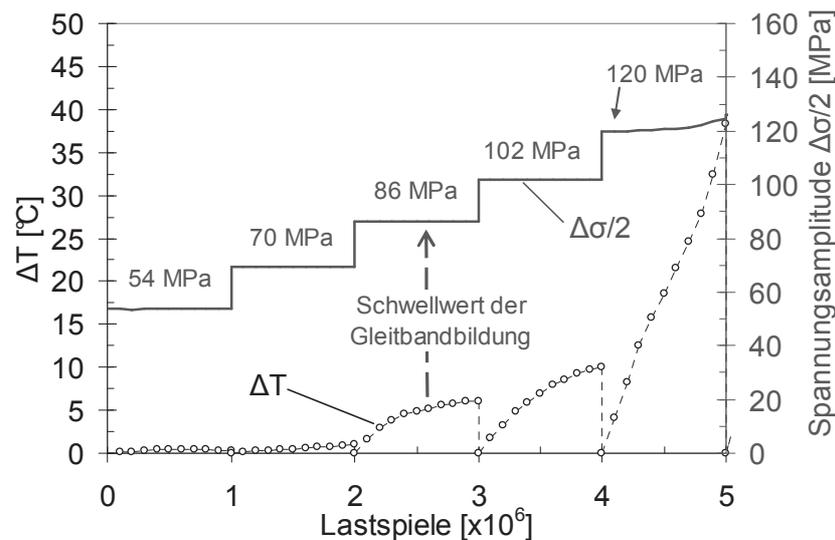


Abb. 4.26: Temperaturanstieg im Laststeigerungsversuch (LSV) bei 20 kHz im austenitischen Probenzustand, ungekühlt

Sowohl der Verlauf der Probentemperatur wie auch die mikroskopischen Oberflächenuntersuchungen beweisen, dass deutlich ausgeprägte plastische Irreversibilitäten ab einer Spannungsamplitude von 86 MPa auftreten. Schon bei dieser sehr kleinen Amplitude (ca. 34 % der VHCF-Ermüdungsfestigkeit!) ist also eine Werkstoffschädigung zu beobachten. Es ist vorstellbar, dass bei einer genügend hohen Lastspielzahl ($N \gg 10^9$) schon diese sehr kleine Spannungsamplitude ausreichend ist, um lokale akkumulierte plastische Dehnungen zu erreichen, die zu einer Rissinitiierung führen könnten. Ähnliches wurde bei Kupfer bereits beobachtet (Weidner et al. 2010a). Ein Hauptgrund für die wesentlich höhere VHCF-Ermüdungsfestigkeit des hier untersuchten metastabilen Edelstahl ist die lokale Martensitbildung, die die lokale plastische Verformung durch ihre verfestigende Wirkung begrenzt und die Rissinitiierung durch während der Umwandlung entstehende Druckeigenstressungen erschwert (vgl. Kapitel 2.4.3.). Magnetinduktiv konnte für die Probe aus Abb. 4.26 keine Martensitbildung festgestellt werden.

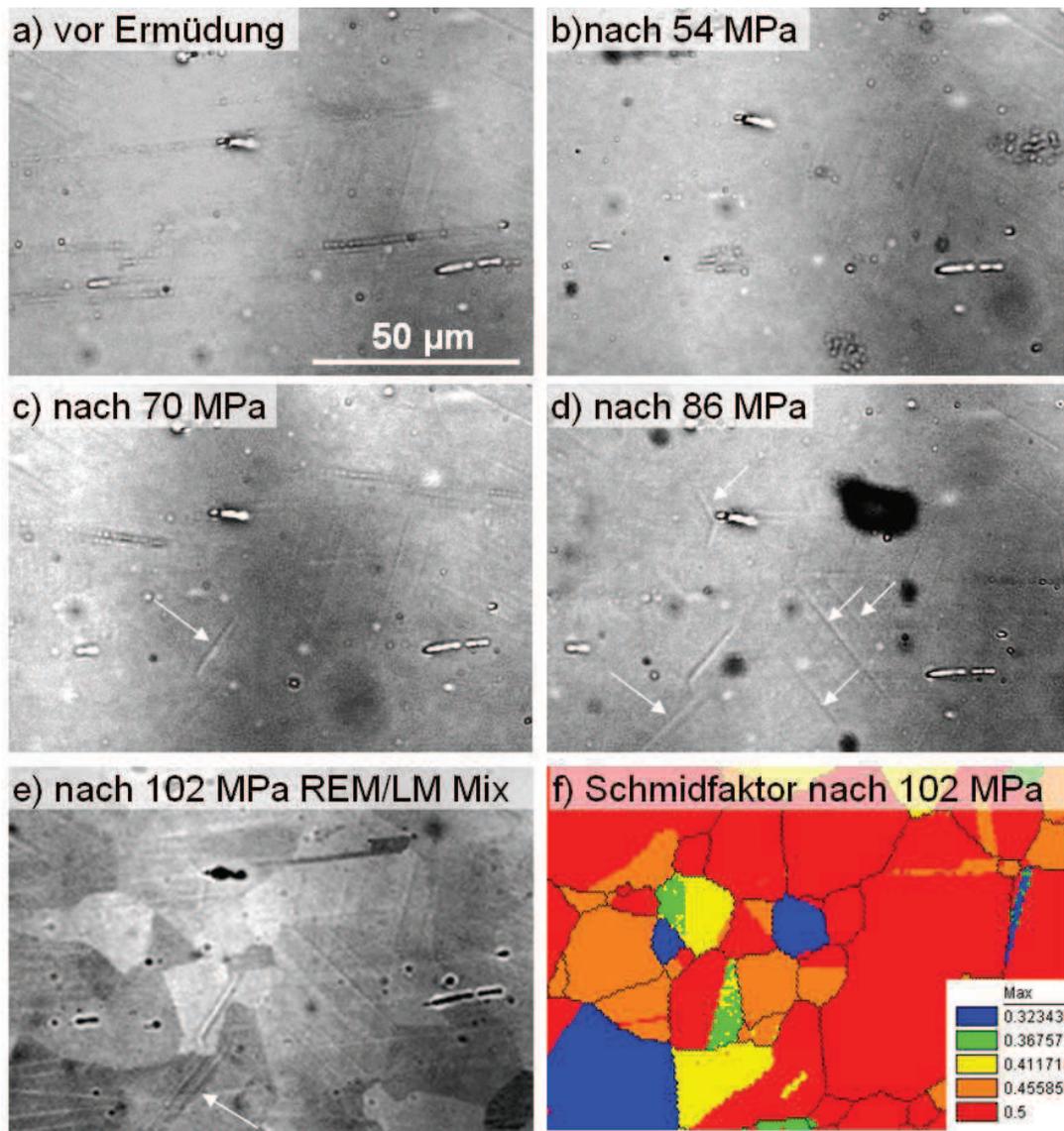


Abb. 4.27: Probenoberfläche nach verschiedenen Laststufen im LSV (Laststufen im Bild angegeben): a)-d) lichtmikroskopische Aufnahmen, e) Mit REM-Bild überlagerte lichtmikroskopische Aufnahme, f) Schmidfaktoren aus EBSD-Analyse

4.3.2 Frequenzabhängigkeit des Ermüdungsverhaltens

In der Literatur sind einige Versuchsreihen zum Frequenzeinfluss bei austenitischem Edelstahl mit sehr unterschiedlichen Ergebnissen zu finden (Carstensen et al. 2002, Nebel 2002, Tian et al. 2004, Smaga 2005, Nikitin und Besel 2008). Ursache für die sehr unterschiedlichen Ergebnisse ist, dass in den allermeisten Fällen der Frequenzeinfluss nicht getrennt vom Einfluss der Probenerwärmung bei hohen Frequenzen betrachtet wurde. Hohe Frequenzen führen dann zu starker Erwärmung und dadurch zu einer hohen plastischen Dehnungsamplitude und geringer Lebensdauer. Die Probentemperatur hängt somit vom Versuchsaufbau und der Probengeometrie ab und bestimmt die Lebensdauer. Um beide Effekte zu entkoppeln, wurden im Rahmen dieser Arbeit Laststeigerungsversuche mit Temperaturregelung in einer Klimakammer durchgeführt, um die Temperatur bei RT zu halten. Die lastgeregelten LSV wurden bei drei Frequenzen durchgeführt (1 Hz, 10 Hz, 90 Hz) und dabei die plastische Dehnungsampli-

tude anhand von DMS aufgezeichnet. Abb. 4.28 zeigt $\Delta\sigma/2$, $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ und ΔT für die verschiedenen Laststufen. Hier ist ΔT die Temperaturdifferenz zwischen RT und Temperatur in der Probenmitte.

In den ersten beiden Laststufen ist $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ für alle Versuchsfrequenzen identisch. In der dritten Laststufe sind erste kleine Unterschiede erkennbar. In der vierten Laststufe ergeben sich deutliche höhere und unterschiedliche $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ -Werte für die drei Frequenzen. Bei 50 Hz ist $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ am geringsten. Mit abnehmender Frequenz steigt $\Delta\varepsilon_{pl}/2$. Die fünfte Laststufe zeigt dann, wie der Temperatureffekt den Frequenzeffekt überlagert: Die 50 Hz - Kurve für $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ steigt nun stark an, weil die Temperatur ansteigt. Hier konnte die Klimakammer die starke Eigenerwärmung der Proben nicht schnell genug durch eine Temperaturabsenkung ausgleichen und die Eigenerwärmung überlagert bei weitem den isothermen Frequenzeffekt.

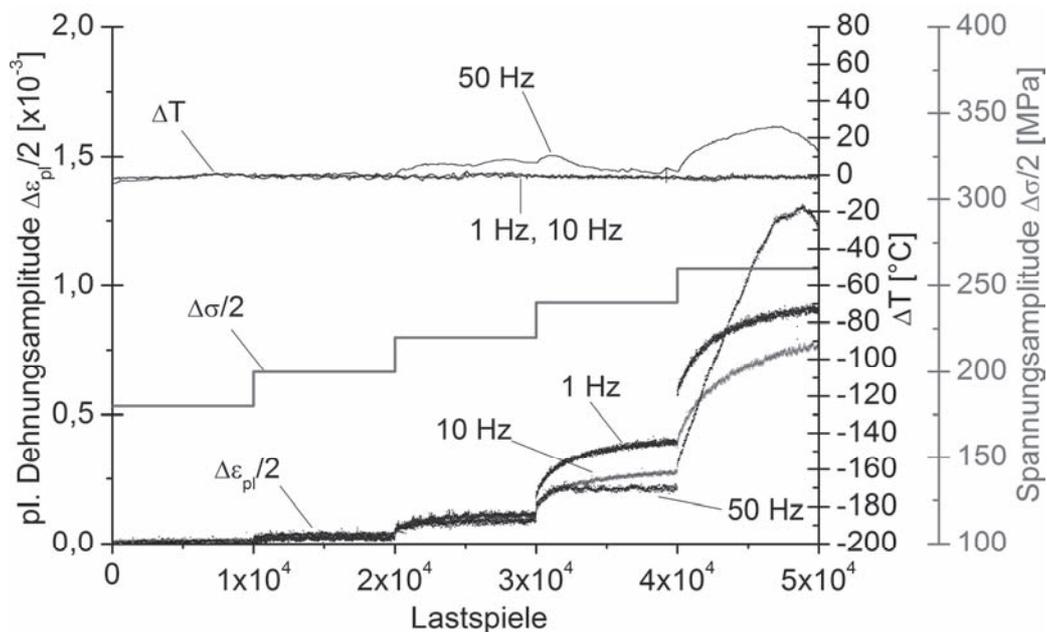


Abb. 4.28: Plastische Dehnungsamplitude und Temperaturverlauf eines Laststeigerungsversuchs bei 1 Hz, 10 Hz und 50 Hz.

Es konnte also eine deutliche Abhängigkeit der plastischen Dehnung von der Frequenz festgestellt werden: Hohe Frequenzen bei gleichzeitigem Unterbinden des Temperatureffekts führen zu geringen Dehnungsamplituden. Ähnliche Ergebnisse erhalten auch Nikitin und Besel (2008) bei isothermer Versuchsführung. Auch sie finden ein deutliches Absinken von $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ bei einer Frequenzerhöhung. Nebel (2002) und Smaga (2005) dagegen stellen eine Erhöhung der Dehnungsamplitude mit ansteigender Frequenz fest, weil sie die Eigenerwärmung nicht verhindern. Zusätzlich können Nikitin und Besel (2008) zeigen, dass die Eigenerwärmung durch eine Unterdrückung der Martensitbildung im Ermüdungsversuch $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ erhöht.

Untersucht man die Oberflächenveränderungen an Proben, die bei unterschiedlichen Frequenzen ermüdet wurden, bestätigt sich ebenfalls eine deutliche Frequenzabhängigkeit. In Abb. 4.29 sind die Oberflächen von zwei Ermüdungsproben bei verschiedenen Lastspielzahlen dargestellt. Eine wurde mit einer Frequenz von 10 Hz, eine mit 100 Hz ermüdet, beide bei $\Delta\sigma/2 = 230$ MPa. Der Temperaturverlauf während der Ermüdung war bei beiden Proben sehr ähnlich (± 1 °C), die 100 Hz-Probe wurde mit Druckluft gekühlt. Es zeigt sich in Abb. 4.29,

dass die Bildung von Gleitspuren bei 100 Hz deutlich geringer ist. Es sind weniger Gleitspuren vorhanden und sie sind undeutlicher ausgeprägt. Martensitnadeln sind praktisch nicht vorhanden. Auch die global gemessene Dehnungsamplitude ist bei 100 Hz deutlich niedriger.

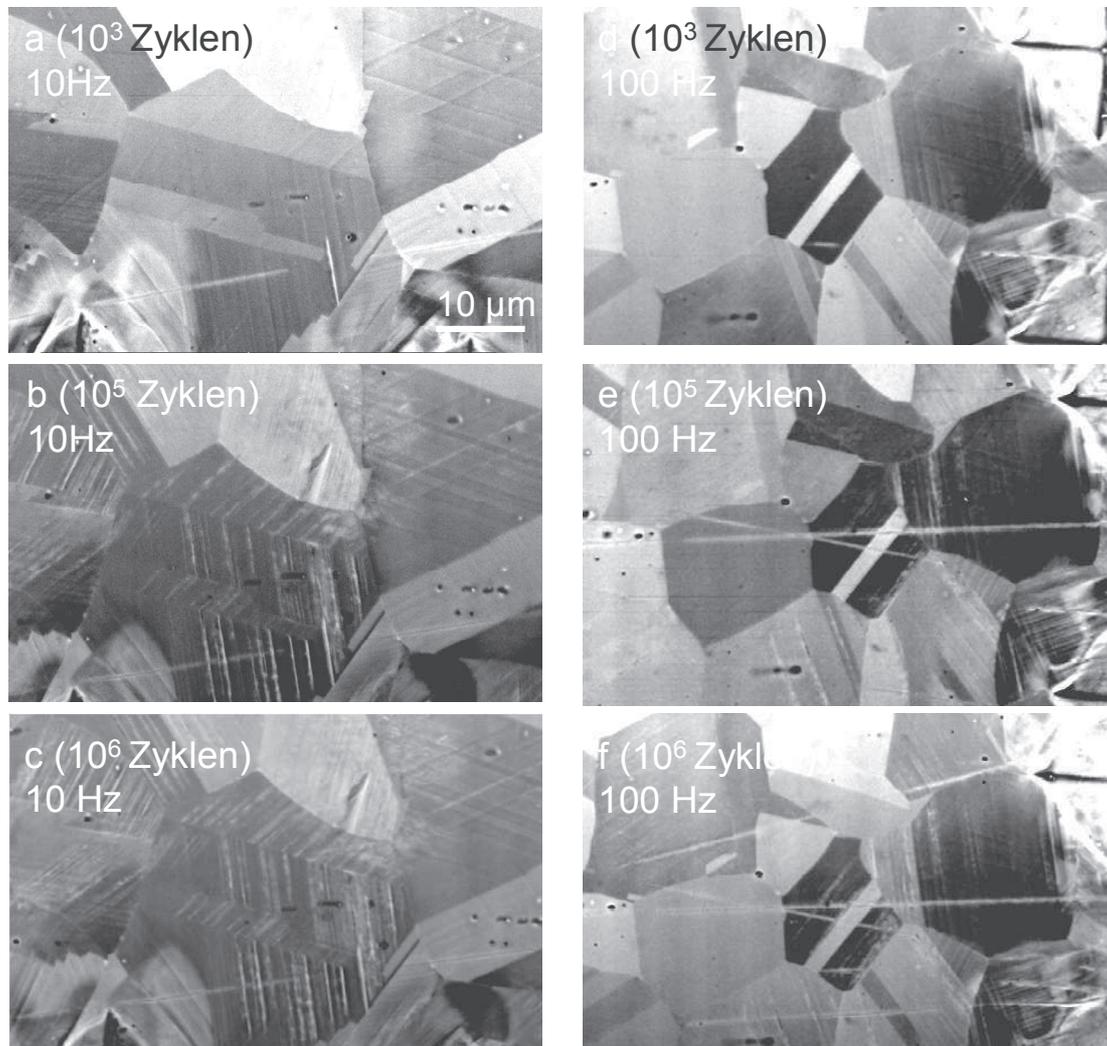


Abb. 4.29: Oberflächenaufrauung in Konstantamplitudenversuchen bei a)-c) 10 Hz und d)-f) 100 Hz ($\Delta\sigma/2 = 230$ MPa)

In der Literatur ist die Meinung verbreitet, dass der Dehnraten, bzw. Frequenzeinfluss bei kfz-Werkstoffen gering ist (Mayer 1999, Bürgel 2005). Als Grund dafür wird angegeben, dass die stark temperaturabhängige Reibspannung im Gitter (Peierls-Spannung) bei kfz-Werkstoffen sehr klein ist. Sie ist bei kfz-Werkstoffen deshalb kleiner als bei krz-Werkstoffen, weil die Versetzungsbewegungen auf dichtest gepackten Ebenen stattfindet. Die höhere Reibspannung im krz-Gitter führt zu einer Dehnratenabhängigkeit, da bei hohen Dehnraten weniger Versuche (bzw. weniger Zeit) für eine thermisch aktivierte Hindernisüberwindung zur Verfügung stehen. Im Widerspruch zu diesen Annahmen wurde hier eine deutliche Dehnratenabhängigkeit der plastischen Verformung im Ermüdungsversuch festgestellt. Auch die in Abschnitt 4.2 beschriebene Modellierung von Zugversuchen zeigte ja schon die Abhängigkeit der Fließspannung von der Dehnraten. Grund dafür ist wohl tatsächlich nicht die Dehnratenabhängigkeit der Reibspannung, sondern andere dehnratenabhängige Mechanismen. Denkbar wäre hier das

erschwerte Einschnüren von Stapelfehlerbändern bei Scheidprozessen bei hohen Dehnraten. Die Einschnürung von Stapelfehlern kann thermisch unterstützt ablaufen und möglicherweise ähnlich wie die Reibspannung eine Zeitabhängigkeit aufweisen. Damit würden hohe Dehnraten das Schneiden anderer Versetzungen erschweren

Diese Erklärung findet Bestätigung durch versetzungstheoretische Betrachtungen und Versuche von Ferreira et al. (2004), die zeigen, dass die Bildung und Bewegung von partiellen Versetzungen durch eine Dehnraterhöhung ähnlich gefördert wird wie durch eine Temperaturabsenkung. Hohe Dehnraten erschweren somit genauso wie tiefe Temperaturen die Bewegung konventioneller Versetzungen und Versetzungsschneidprozesse.

4.3.3 Resonanzfrequenzanalyse

Für ein tieferes Verständnis der Schädigungsmechanismen im VHCF-Bereich ist das Messen einer physikalischen Größe, die den Schädigungsverlauf beschreibt, unabdingbar. Die direkte Erfassung der plastischen Dehnungsamplitude bei hohen Frequenzen und kleinen Dehnungen ist aber nur sehr eingeschränkt möglich. Nur bei sehr kleinen Dehnungsamplituden ist der Einsatz von Dehnungsmessstreifen (DMS) über die gesamte Versuchsdauer möglich, bei höheren Amplituden ermüdet der DMS bereits innerhalb weniger Sekunden. Dadurch ist eine permanente Aufzeichnung der Dehnungsamplitude bei den festen, teilmartensitischen Proben mit DMS durch die dann notwendigen hohen Dehnungsamplituden nicht möglich. Auch kann die plastische Dehnungsamplitude bei durch Kühlung konstanter Temperatur nicht aus der Oberflächentemperatur bestimmt werden.

Daher wurde ein neuer Ansatz zur Bewertung des zyklischen Verformungsverhaltens gewählt. In zahlreichen Ermüdungsversuchen im Rahmen dieser Arbeit konnte festgestellt werden, dass das transiente Wechselverformungsverhalten des untersuchten Werkstoffes nicht nur anhand der Veränderung der Dehnungsamplitude oder der Temperatur über der Zeit charakterisiert werden kann (vgl. Abschnitt 4.3.1), sondern auch anhand der Veränderung der Resonanzfrequenz der Probe. Verändert sich die Resonanzfrequenz einer Probe während der Ermüdung, regelt der verwendete Resonanzpulsationsprüfstand automatisch die Versuchsfrequenz nach. Die Versuchsfrequenz ist dann lastspielzahlabhängig und verändert sich umgekehrt proportional zur Dehnungsamplitude und Proben temperatur. Beispiele dafür zeigen Abb. 4.30 für einen Einstufenversuch und Abb. 4.31a+b für einen Laststeigerungsversuch. Die Abb. 4.30 zeigt den sehr ähnlichen, wenn auch umgekehrten Verlauf der Resonanzfrequenz verglichen mit ΔT .

In Abb. 4.31b ist der weitgehend lineare Zusammenhang sowohl zwischen $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ und der Resonanzfrequenz, wie auch zwischen $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ und ΔT zu erkennen. Die Gründe für die weitgehende Proportionalität zwischen ΔT und der Dehnungsamplitude wurden bereits in Kapitel 2.4.6 erläutert. Die Ergebnisse in Abb. 4.31b bestätigen die Gültigkeit von Gl. 2.47, die einen linearen Zusammenhang zwischen $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ und ΔT beschreibt. Anhand der Auftragung in Abb. 4.32 kann der lineare Zusammenhang aus Gl. 2.47 quantifiziert werden. Für die gegebene Probengeometrie und die Kühlbedingungen in Abb. 4.32 ergibt sich aus Gl. 2.47 der folgende Zusammenhang:

$$\Delta T = 4 \frac{f_k}{\rho c_Q} \frac{1-n'}{1+n'} \frac{\Delta \sigma}{2} \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = c_T \frac{\Delta \sigma}{2} \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} \quad (4.10)$$

$$\text{mit } c_T = 4 \frac{f_k}{\rho c_Q} \frac{1-n'}{1+n'} = 53,47 \left[\frac{^\circ\text{C}}{\text{MPa}} \right].$$

Die Abweichung von der linearen Abhängigkeit bei großen Amplituden ist auf eine Änderung der Form der Hysteresekurve zurückzuführen, die den Wert für n' in Gl. 4.10 verändert.

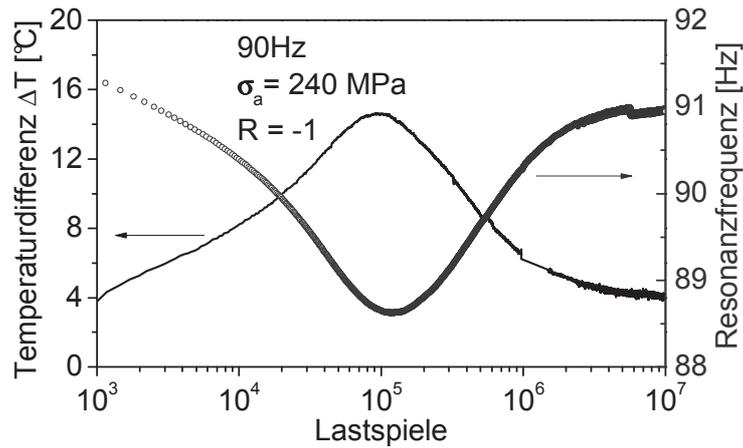


Abb. 4.30: Vergleich von Temperatur- und Resonanzfrequenzverlauf über der Lastspielzahl für eine unterhalb der VHCF-Ermüdungsfestigkeit ermüdete Probe (240MPa)

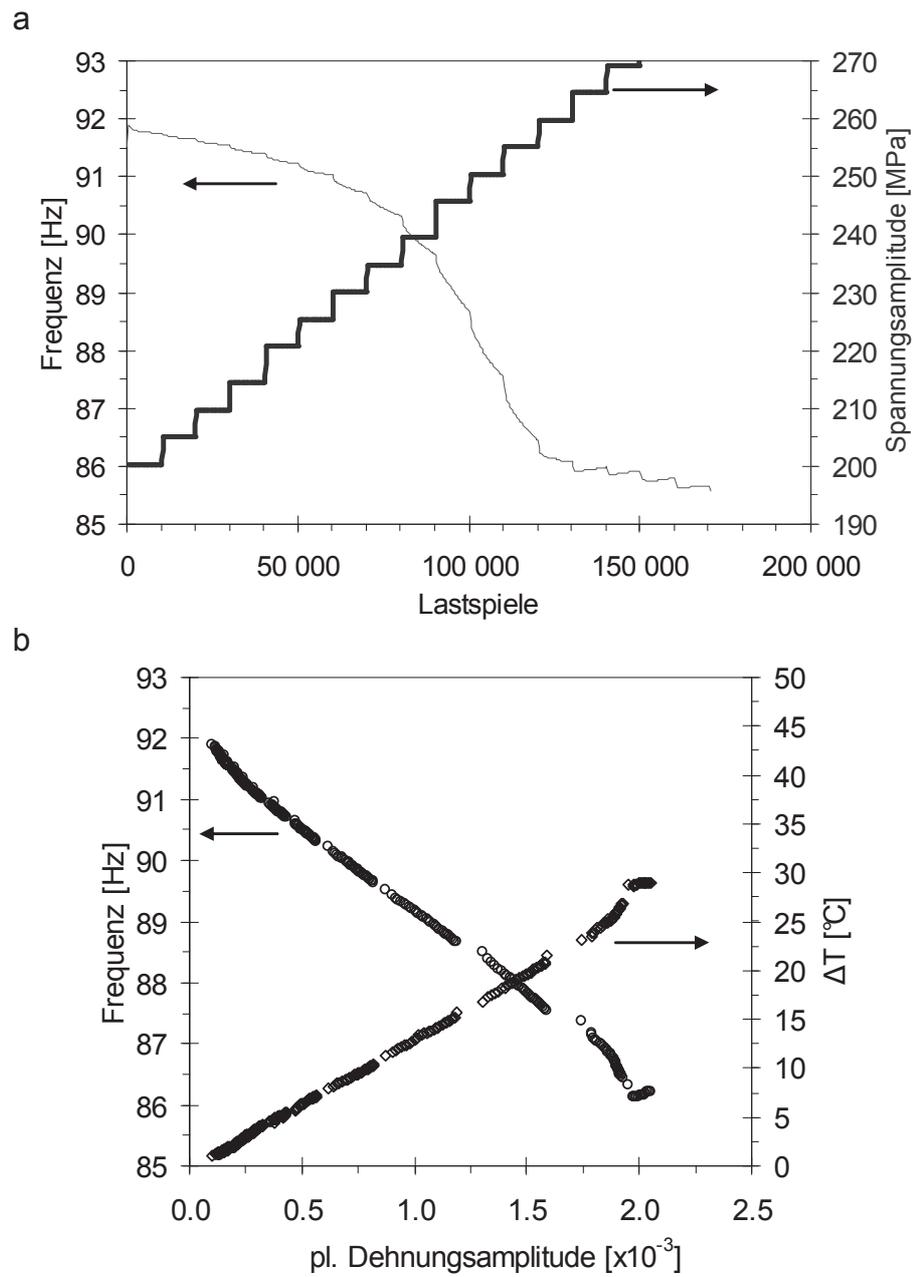


Abb. 4.31: Änderung der Resonanzfrequenz (a) und Abhängigkeit der Frequenz und der Temperaturänderung von der Dehnungsamplitude (b) im Laststeigerungsversuch mit Anfangsspannungsamplitude $\Delta\sigma_0/2 = 200$ MPa und Erhöhung um 5 MPa nach jeweils 10^4 Zyklen

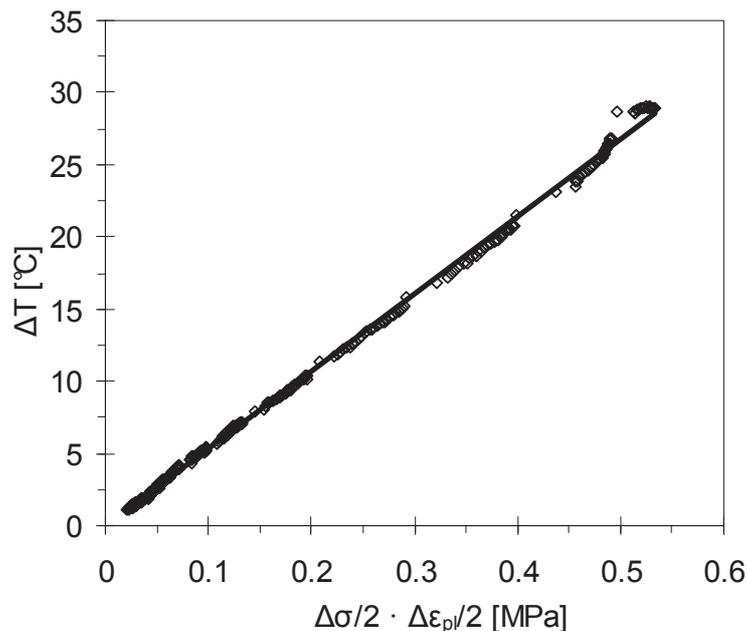


Abb. 4.32: Graphische Beschreibung der linearen Abhängigkeit aus Gl. 4.10 für den LSV aus Abb. 4.31

Nun soll auf die Gründe für die Lastspielzahlabhängigkeit der Resonanzfrequenz und die Proportionalität zur Dehnung eingegangen werden. Die Hysterese fläche im Spannungs-Dehnungsdiagramm ist der vom Werkstoff aufgenommenen Energiedichte proportional (vgl. Kapitel 2.4.6). Diese Energie führt zu einer Probenerwärmung und dämpft die Schwingung. Veränderungen der Versetzungsaktivität während der Ermüdung beeinflussen die Fläche der Hystereseschleife und damit auch das Dämpfungsverhalten.

Unter der Annahme viskoser Dämpfung beeinflusst der aus der Hysterese fläche bestimmte Dämpfungsgrad D_f die Resonanzfrequenz f_D wie folgt (Hering et al. 2007):

$$f_D(t) = f_0 \sqrt{1 - 2D_f^2} \quad (4.11)$$

wobei f_0 die ungedämpfte Eigenfrequenz ist.

Die hier auftretende Dämpfung ist nicht rein viskoser Natur, da viskose Dämpfung mit steigender Frequenz zunimmt und damit von der Umformgeschwindigkeit abhängig ist. Die hier vorhandene Dämpfung besitzt zwar eine Frequenzabhängigkeit, allerdings eine umgekehrte (vgl. Abschnitt 4.3.2). Hysteretische Dämpfung ist dagegen unabhängig von der Umformgeschwindigkeit und kommt dem Materialverhalten hier näher. Es ist aber ein übliches Vorgehen bei hysteretischer Dämpfung und kleinen Frequenzunterschieden trotzdem Gl. 4.11 mit einem korrigierten Wert für den Dämpfungsgrad D_f zu verwenden (Meskouris et al. 2007). Gl. 4.11 zeigt, dass die Resonanzfrequenz mit zunehmender Dämpfung (also zunehmender Verformungsenergie) abnehmen muss.

Die Resonanzfrequenz kann sich aber nicht nur durch eine Veränderung des Dämpfungsgrades verschieben, sondern auch durch eine Veränderung der ungedämpften Eigenfrequenz f_0 . Die ungedämpfte Eigenfrequenz lässt sich aus Gl. 3.1 bestimmen. Der Quotient aus Probenquerschnittsfläche und Probenlänge ändert sich während der Ermüdung kaum und kann vernachlässigt werden. Nur für Änderungen des E-Moduls sind auch signifikante Änderungen

der Eigenfrequenz zu erwarten. Mikrostrukturelle Änderungen, die die Steifigkeit der Probe verändern (z.B. Martensitbildung, Änderung der Versetzungsdichte) verändern also die Eigenfrequenz f_0 . Weiterhin verändern Schwankungen in der Probentemperatur die Steifigkeit.

Abb. 4.31b könnte eine Änderung der Resonanzfrequenz aufgrund der Temperaturänderung vermuten lassen. Setzt man aber bekannte Werte für die Änderung des E-Moduls bei Temperaturschwankungen in Gl. 3.1 ein und berechnet so die zu erwartende Änderung der Resonanzfrequenz für den in Abb. 4.30 dargestellten Versuch, so ergeben sich berechnete Änderungen, die wesentlich kleiner als die im Experiment beobachteten sind. Anhand von Gl. 3.1 lässt sich zeigen, dass eine Resonanzfrequenz von 90 Hz durch eine Temperaturerhöhung von 10 °C auf 89,8 Hz fällt. Der Frequenzabfall in Abb. 4.30 ist aber um ein Vielfaches höher. Auch in einem LSV konstanter Temperatur (150 °C) ist eine starke Änderung der Resonanzfrequenz aufgrund einer Änderung der Dämpfungseigenschaften von Laststufe zu Laststufe zu finden (Abb. 4.33). Die Änderung der Resonanzfrequenz kann daher nur durch die Änderung der Probendämpfung und -steifigkeit erklärt werden.

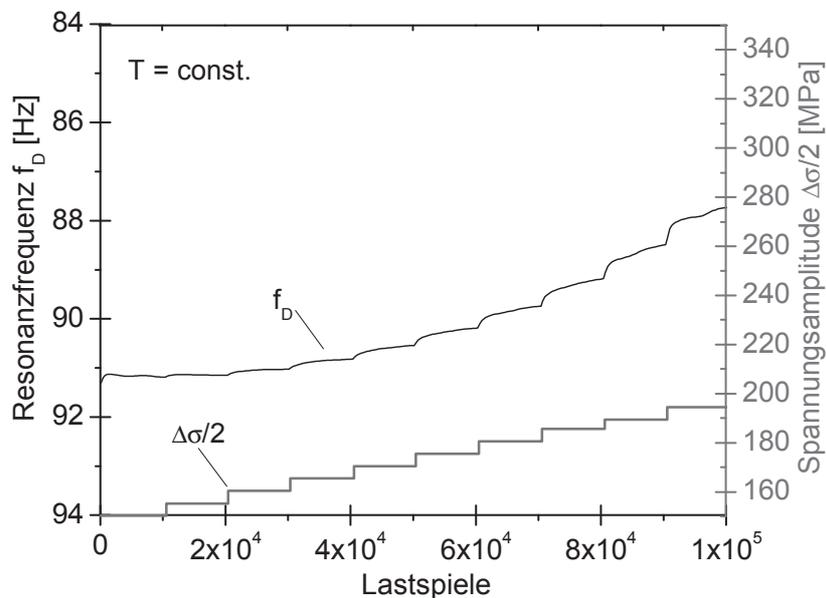


Abb. 4.33 Ergebnisse eines Laststeigerungsversuchs bei 150 °C, Resonanzfrequenz in absteigender Skalierung

Einen Ansatz zur Separierung des Dämpfungseffekts aufgrund plastischer Verformung einerseits und der rein elastischen Eigenresonanz der Ermüdungsprobe andererseits zeigt Abb. 4.34. Die Änderung des Resonanzverhaltens einer vollaustenitischen Probe wurde knapp unterhalb der VHCF-Ermüdungsfestigkeit erfasst (240 MPa). Das Resonanzverhalten spiegelt hierbei die transiente Probendämpfung und damit indirekt die plastische Verformungsarbeit wieder. In bestimmten Abständen wurde der Ermüdungsversuch angehalten und die Probe für einige Lastspiele bei so geringen Amplituden belastet (50 MPa), dass der plastische Verformungsanteil gegen Null geht. Die obere Kurve zeigt nun das Resonanzverhalten, das bei diesen Laststufen während des jeweiligen Ermüdungsstadiums (infolge der Ermüdung bei 240 MPa) beobachtet werden konnte. Sie zeigt damit das Resonanzverhalten ohne den Dämpfungseffekt des plastischen Verformungsanteils. Sie verändert sich also nur infolge solcher mikrostrukturellen Änderungen, die die Steifigkeit, bzw. Eigenfrequenz der Probe verändern

(vgl. Gl. 3.1). Aufgrund einer aktiven Kühlung kann in diesem Fall ein Temperatureffekt ausgeschlossen werden.

Aus der oberen Kurve in Abb. 4.34 lässt sich somit schließen, dass die Eigenfrequenz und damit auch der E-Modul (vgl. Gl. 3.1) bis 10^5 Zyklen stetig zu- und anschließend abnimmt. Auch Hirao et al. (2000) fanden einen Anstieg der Eigenfrequenz zu Beginn eines lastgeregelten Ermüdungsversuchs an Kupfer. Sie untersuchten durch in-situ Ultraschallmessungen im Ermüdungsversuch den Zusammenhang zwischen Schädigung (in Form von Versetzungs-umordnung und Gleitbandbildung) und Eigenfrequenz, bzw. Dämpfung. Dabei können sie zeigen, dass eine Zunahme der Eigenfrequenz mit einer deutlichen Gleitbandbildung an der Oberfläche einhergeht. Sie nehmen an, dass der Anstieg in der Eigenfrequenz durch ein Losreißen von Versetzungen von Verankerungspunkten und Hindernissen verursacht wird, das zu einer Lokalisierung der plastischen Verformung in Gleitbändern überleitet. Auch bei austenitischem Edelstahl wird zu Beginn der Ermüdung eine starke Gleitbandbildung festgestellt, die nach 10^5 Zyklen zum Stillstand kommt (vgl. Abschnitt 4.3.1). Abb. 4.34 zeigt, dass in diesem Bereich ein Anstieg der Eigenfrequenz messbar ist. Gleichzeitig nimmt die Dämpfung zu und die Resonanzfrequenz daher ab (vgl. untere Kurve in Abb. 4.34). Der anschließende Abfall der Eigenfrequenz bei $N > 10^5$ kann durch einen Abfall des E-Moduls in Folge einer Zunahme der Versetzungsdichte während der zyklischen Verfestigung erklärt werden. Dieser Effekt überwiegt scheinbar den Anstieg des E-Moduls durch Martensitbildung. Die zyklische Verfestigung verursacht auch die Abnahme der Dämpfung und die dadurch steigende Resonanzfrequenz nach 10^5 Zyklen. Der Grund für den erneuten Anstieg der Eigenfrequenz nach 10^6 Zyklen ist bisher ungeklärt.

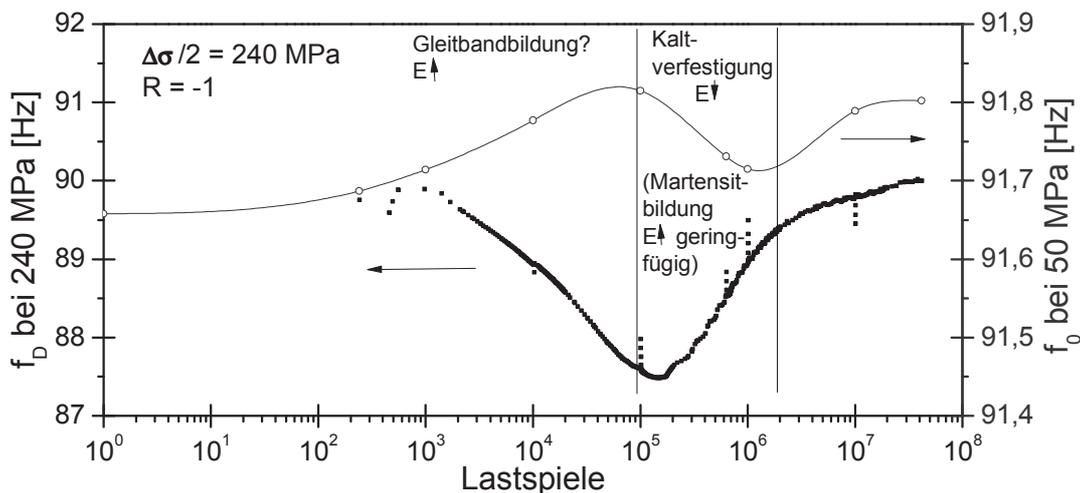


Abb. 4.34: Veränderung gedämpfter Resonanzfrequenz (f_D) und ungedämpfter (f_0) Eigenfrequenz mit der Lastspielzahl und mögliche Ursachen.

Es lässt sich zusammenfassen, dass die Resonanzfrequenz von der Fläche der σ - ε -Hysteresekurve abhängig ist. Die Resonanzfrequenz ist somit eine geeignete Größe, um das Ver- und Entfestigungsverhalten im Ermüdungsversuch einfach und genau zu erfassen. Außerdem können mikrostrukturelle Änderungen erfasst werden, die sich auf die Steifigkeit bzw. den E-Modul auswirken. Da die Resonanzfrequenzmessungen eine geringere Streuung aufweisen als

die Temperaturmessungen, wird die Resonanzfrequenz in den folgenden Abschnitten immer wieder für die Charakterisierung des Wechselverformungsverhaltens zur Anwendung kommen.

Nachteilig an der Verwendung der Resonanzfrequenz zur Beschreibung des Wechselverformungsverhaltens ist ihre starke Abhängigkeit von der Probengeometrie, die den direkten Vergleich absoluter Frequenzänderungen bei verschiedenen Probengeometrien oder auch fertigungsbedingten Geometrieschwankungen erschwert.

4.3.4 Verfahren zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit im Laststeigerungsversuch

Eine Ermittlung der HCF-Ermüdungsfestigkeit durch die Erstellung von Wöhlerkurven kann aus zeitlichen Gründen nur für wenige Werkstoffzustände geschehen. Selbst bei der Ultraschallermüdung lagen die effektiven Prüffrequenzen (durch die Notwendigkeit kurzer Puls- und langer Pausenzeiten aufgrund der Probenerwärmung) deutlich unter 1000 Hz und führten zu langen Prüfzeiten. Zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit kam daher ein Kurzzeitverfahren mittels LSV zum Einsatz, das die Abschätzung der Wechselfestigkeit bei diversen Probenzuständen (Oberflächenzustand, Temperatur) und Martensitgehalten in vertretbarer Zeit ermöglicht (vgl. Kapitel 2.4.6).

Es soll nun eine geeignete Methode zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit ($\sigma_{D,HCF}$) im LSV für metastabilen austenitischen Edelstahl erläutert werden. Dazu wird der schon in Abschnitt 4.3.3 geschilderte LSV (unverformter, rein austenitischer Zustand) betrachtet. Bei diesem Versuch wurde die Spannungsamplitude nach jeweils 10^4 Lastspielen um 5 MPa erhöht. Die Anfangs-Spannungsamplitude betrug 200 MPa. Der Verlauf der Temperaturänderung ΔT über der Lastspielzahl ist in Abb. 4.35a dargestellt. Die in Kapitel 2.4.6 (bzw. Abb. 2.26) beschriebenen Ansätze zur Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit haben sich für den gegebenen Werkstoff allerdings als ungeeignet erwiesen. Die Gründe dafür können anhand von Abb. 4.35a+b verdeutlicht werden.

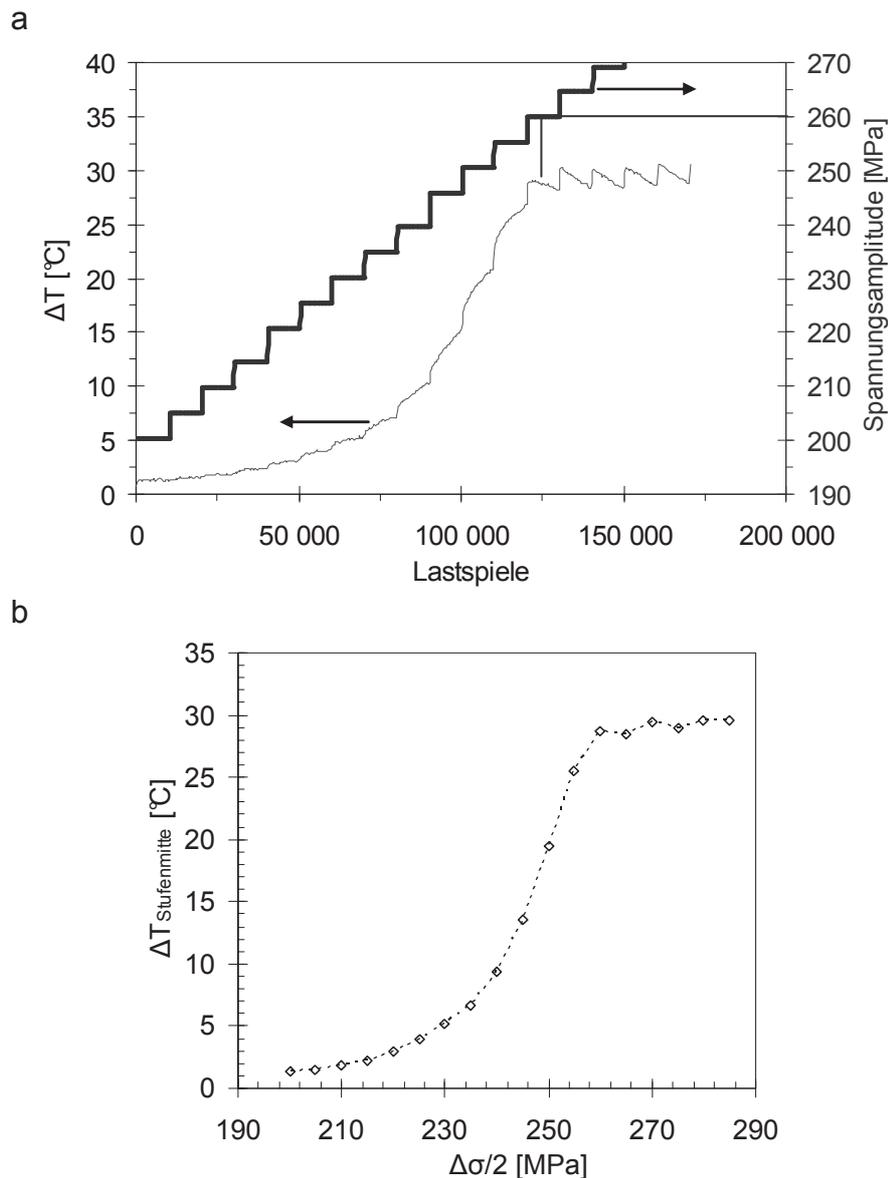


Abb. 4.35: Ergebnisse eines Laststeigerungsversuchs (LSV) bei $f = 90$ Hz mit einer unverformten, rein austenitischen Probe. a) Verlauf der Proben temperaturänderung über der Lastspielzahl. b) Proben temperaturänderung in der Mitte der jeweiligen Laststufe über der Spannungsamplitude

Die Methode nach Risitano (Abb. 2.26a) kann hier nicht angewendet werden. Sie bestimmt die HCF-Ermüdungsfestigkeit als die Spannungsamplitude, unterhalb der $\Delta T = 0$ gilt. Schon in Abb. 4.26 konnte aber gezeigt werden, dass es beim hier untersuchten Werkstoff schon bei sehr kleinen Spannungsamplituden ($\Delta\sigma/2 = 86$ MPa, ca. 1/3 der HCF-Dauerfestigkeit!) zu einer Erhöhung der Proben temperatur kommt, die durch sehr lokale plastische Verformung verursacht wird und keine Rückschlüsse auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit erlaubt. Auch in Abb. 4.35 ist trotz der deutlich niedrigeren Frequenz im Vergleich zu Abb. 4.26 schon bei $\Delta\sigma/2 = 200$ MPa eine Erhöhung der Proben temperatur zu beobachten. Die Methode nach Risitano ist hier somit nicht anwendbar, weil erstens nicht jede Temperaturerhöhung direkt mit der HCF-Ermüdungsfestigkeit korreliert und zweitens die Beanspruchungsamplitude einer Temperaturerhöhung offensichtlich stark frequenzabhängig ist.

Auch die in Abb. 2.26b geschilderte Methode nach Luong (1995) kann nicht angewandt werden. Sie verlangt die Bestimmung einer stationären Temperatur in jeder Laststufe, die für viele Laststufen nicht eindeutig bestimmt werden kann, weil keine stationäre Temperatur erreicht wird. Auch Einstufenversuche bei Spannungsamplituden unterhalb der HCF-Ermüdungsfestigkeit zeigen, dass ein stationärer Wert für ΔT erst oberhalb von $2 \cdot 10^6$ -Lastspielen erreicht wird (vgl. Abb. 4.30). Trägt man stattdessen die Temperaturänderung in der Mitte der jeweiligen Laststufe über der Spannungsamplitude auf, so lässt sich der Verlauf zweier Geraden wie in Abb. 2.26b geschildert kaum eindeutig festlegen (Abb. 4.35b). Warum gerade der Schnittpunkt dieser beiden Geraden die HCF-Ermüdungsfestigkeit festlegen sollte, scheint auch kaum physikalisch begründbar zu sein.

Auch die in Abb. 2.26c beschriebene und von Walther (2007) vorgeschlagene Methode ist hier nicht anwendbar, da ΔT schon zu Beginn des Versuchs exponentiell ansteigt (Abb. 4.35a). Die HCF-Ermüdungsfestigkeit würde daher nach dieser Methode auf $\sigma_{D,HCF} = 200 \text{ MPa}$ geschätzt werden. Dies ist ein viel zu kleiner Wert.

Es wurde daher ein neuer Ansatz zur Abschätzung von $\sigma_{D,HCF}$ aus LSV gewählt. Da ein genereller Anstieg der Proben temperatur (bzw. Abfall der Resonanzfrequenz) nicht mit $\sigma_{D,HCF}$ korreliert, sondern mit der Existenz lokaler plastischer Verformung, muss die Spannungsamplitude gefunden werden, bei der es zur Rissinitiierung und Rissausbreitung über mikrostrukturelle Barrieren hinaus kommt. Elektronenmikroskopische Untersuchungen an den Durchläufern der in Abb. 4.17 dargestellten Ermüdungsversuche zeigten keine Mikrorisse. Es ist daher davon auszugehen, dass die kritische Spannungsamplitude zur Initiierung kurzer Risse für den hier untersuchten Werkstoff praktisch mit der HCF-Ermüdungsfestigkeit zusammenfällt. Für die Rissinitiierung sind hohe lokale kumulierte plastische Dehnungen notwendig, die bei metastabilen Austeniten mit einer zumindest lokalen Martensitbildung einhergehen (Smaga 2005). Daher wird hier davon ausgegangen, dass das Erreichen der HCF-Ermüdungsfestigkeit durch eine global messbare Martensitbildung begleitet wird, die wiederum zu einer Verfestigung führt. Eine solche Verfestigung kann in Abb. 4.35a anhand des Absinkens von ΔT innerhalb einer Laststufe beobachtet werden. Die HCF-Ermüdungsfestigkeit ist für den LSV in Abb. 4.35a somit für die Beanspruchung von $\Delta\sigma/2 = 260 \text{ MPa}$ erstmals überschritten (siehe Markierung in Abb. 4.35a). Die nächstkleinere Beanspruchungsamplitude von $\Delta\sigma/2 = 255 \text{ MPa}$ kann somit als HCF-Ermüdungsfestigkeit geschätzt angenommen werden und entspricht der der HCF-Ermüdungsfestigkeit aus der Wöhlerkurve in Abb. 4.17 (250 MPa).

Wird eine Probe bei Temperaturen oberhalb von M_d ermüdet, wird kein Martensit gebildet, und im LSV wird keine oder nur eine geringe Verfestigung auftreten. Die plastische Verformung wird nicht durch die Martensitbildung behindert, wächst daher an und führt zu einem Temperaturanstieg, bzw. Resonanzfrequenzabfall. Ab einer kritischen Laststufe steigt daher in diesem Fall die Temperatur sehr stark (meist exponentiell) an. Dann kann die HCF-Ermüdungsfestigkeit als die Laststufe mit einem exponentiellen Anstieg der Temperatur bestimmt werden. Beispiele für ein solches Verhalten im LSV werden in Abschnitt 0 erläutert.

Beide beschriebenen Fälle lassen sich zusammenfassen durch folgende Auswertemethode: In dieser Arbeit wird *die* Spannungsamplitude im LSV als HCF-Ermüdungsfestigkeit angenommen, oberhalb derer sich die Temperatur oder Resonanzfrequenz innerhalb einer Laststufe nicht mehr einer horizontalen Asymptote nähert. Hier soll betont werden, dass dieses Vorgehen nicht allgemeingültig und nur für metastabilen austenitischen Stahl verwendbar ist.

Die Genauigkeit, mit der durch das beschriebene Verfahren die HCF-Ermüdungsfestigkeit bestimmt werden kann, ist offensichtlich von der Höhe der Laststufen abhängig. Liegt beispielsweise der maximal tolerierbare Fehler in der Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit bei ± 15 MPa, sollte die Stufenhöhe kleiner als 15 MPa gewählt werden.

4.3.5 Ermüdungsverhalten im einachsigen vorverformten Zustand

Das Hauptziel dieser Arbeit liegt in der gezielten Nutzbarmachung von Verformungsmartensit zur Optimierung der Bauteileigenschaften eines Blechformteils. Dazu ist die Ermittlung eines quantitativen Zusammenhangs zwischen Martensitgehalt und Ermüdungsverhalten im HCF- und VHCF-Bereich notwendig. Um Proben mit gleicher chemischer Zusammensetzung aber unterschiedlichem Martensitvolumenanteil untersuchen zu können, wurden Blechstreifen bei unterschiedlichen Umgebungstemperaturen im Bereich von -100 °C bis 20 °C um $\varepsilon_{pl} = 15$ % gezogen und diesen Blechstreifen anschließend Ermüdungsproben entnommen (für weitere Details s. Kapitel 3.2.2).

Abhängigkeit der HCF-Ermüdungsfestigkeit vom Martensitgehalt

Zur Ermittlung eines quantitativen Zusammenhangs zwischen Martensitgehalt und HCF-Ermüdungsfestigkeit wurden LSV an Proben mit unterschiedlichen Martensitanteilen durchgeführt. Die HCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ wurde dann anhand des in Abschnitt 4.3.4 vorgestellten Verfahrens im LSV abgeschätzt.

In Abb. 4.35 ist der Verlauf der Resonanzfrequenzänderung über der Lastspielzahl von Proben mit unterschiedlichem Martensitvolumenanteil in LSV aufgetragen. Wie in vorherigen Abschnitt dargelegt, entspricht der Verlauf der Resonanzfrequenzänderung dabei weitgehend dem Verlauf der Probentemperaturänderung ΔT . Aufgrund der geringeren Streuung der Messwerte wird hier die Resonanzfrequenz verwendet. Die Ordinate in Abb. 4.35 zeigt den Betrag der Resonanzfrequenzänderung Δf_D bezogen auf $N = 1000$, damit geometrisch bedingte Abweichungen im Absolutwert der Resonanzfrequenz die Vergleichbarkeit nicht erschweren. Das Auftragen des Betrags von Δf_D erleichtert die direkte Vergleichbarkeit von Δf_D , ΔT und $\Delta \varepsilon/2$, da sich dann Δf_D proportional zu den anderen beiden Größen ändert.

Für die Probe mit 17 Vol-% Martensit ist in Abb. 4.35 die Ermittlung von $\sigma_{D,HCF}$ beispielhaft eingetragen. Die Versuchsamplitude, bei der $|\Delta f_D|$ erstmals kontinuierlich abfällt (Beginn Verfestigung), wird als die erste Amplitude angenommen, bei der die Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ überschritten wurde ($\Delta \sigma/2 = 430$ MPa). Somit entspricht die nächsttiefere Laststufe der abgeschätzten HCF-Ermüdungsfestigkeit für die Probe mit 17 Vol-% Martensit ($\Delta \sigma/2 = 420$ MPa). Bei hohen Martensitanteilen (Proben mit 65 Vol-% und 75 Vol-%) findet keine

Verfestigung statt, bevor die Probe bricht. Hier wurde $\sigma_{D,HCF}$ als die Spannungsamplitude bestimmt, oberhalb der die Temperatur exponentiell ansteigt.

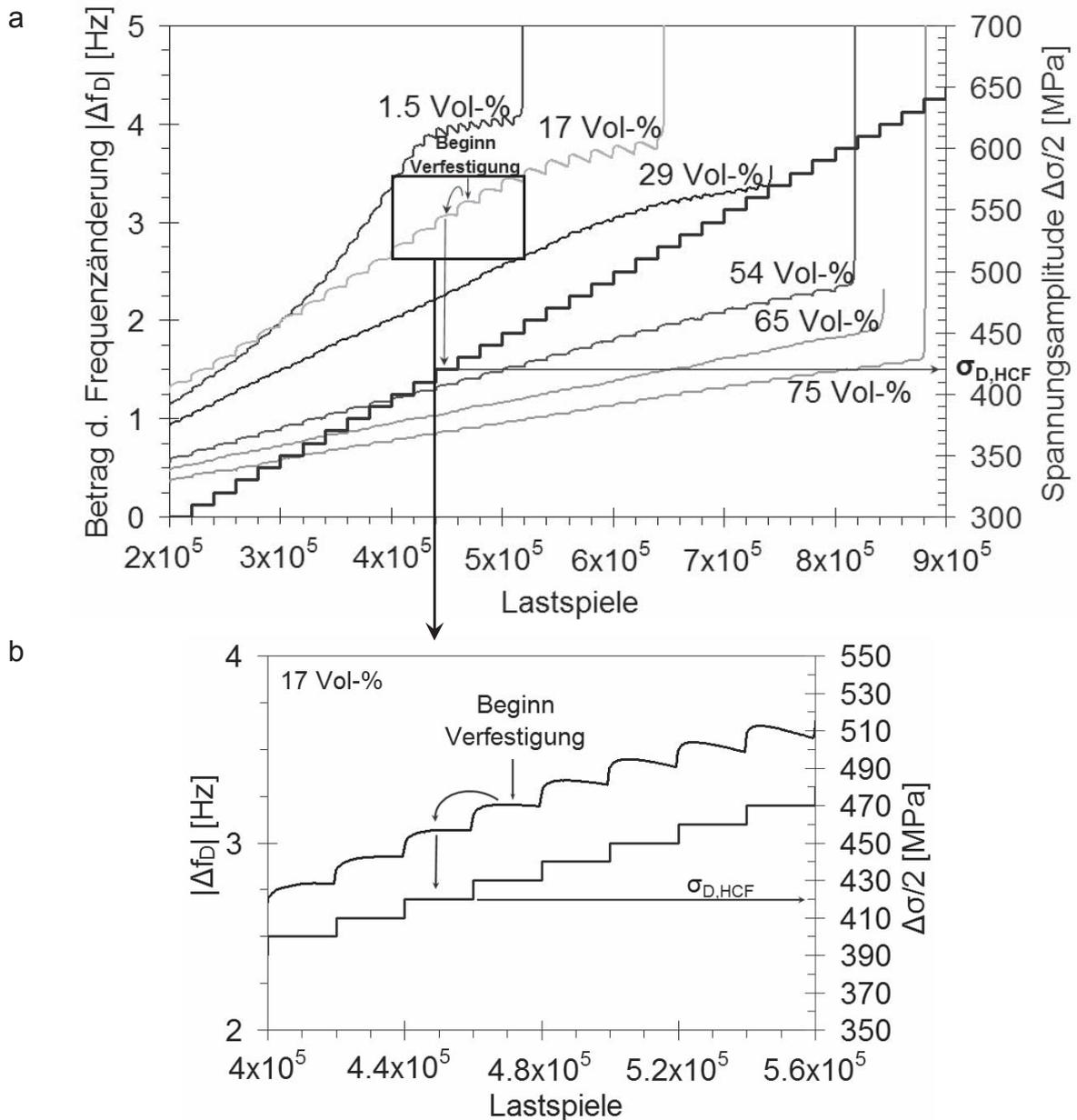


Abb. 4.36: Bestimmung der HCF-Wechselfestigkeit im LSV für gekühlte Proben a) mit verschiedenen Martensitanteilen angeben in Vol-% (elektrolytisch polierte Oberfläche, $R = -1$, Proben einachsig vorverformt), $(\Delta\sigma/2)_{\text{start}} = 200$ MPa, Lasterhöhung nach 10^4 Zyklen um 5 MPa bzw. nach $2 \cdot 10^4$ Zyklen um 10 MPa, b) Ausschnitt aus a) zur Verdeutlichung der Bestimmung von $\sigma_{D,HCF}$ bei einer Probe mit 17 Vol-% Martensit.

Für den in Abb. 4.36 dargestellten Probenzustand (elektrolytisch polierte Oberfläche und gekühlt) gilt: Ein zunehmender Martensitgehalt bewirkt immer auch eine Erhöhung von $\sigma_{D,HCF}$, da sich die Lastspielzahl, bei der eine starke Erhöhung oder Erniedrigung von $|\Delta f_D|$ innerhalb einer Laststufe stattfindet, mit zunehmendem Martensitgehalt nach rechts verschiebt. Der Betrag von Δf_D kurz vor dem Probenbruch nimmt mit zunehmendem Martensitgehalt deutlich ab, was durch eine abnehmende plastische Verformung (bzw. Duktilität) und dadurch geringere Dämpfung verursacht ist. Mit steigendem Martensitgehalt sinkt die Neigung zur Verfestigung (entspricht Abfall von $|\Delta f_D|$) in den Laststufen vor dem Probenbruch.

Bei den beiden höchsten Martensitgehalten (65 und 75 Vol-%) wird kein messbarer Martensit während der Ermüdung gebildet, bei 54 Vol-% kommt es noch zu einer geringfügigen Martensitbildung (Abb. 4.37). Das vollständige Fehlen von zyklischer Verfestigung geht also mit einem Fehlen der Martensitbildung einher und bestätigt wiederum den Zusammenhang zwischen Verfestigung und Martensitbildung.

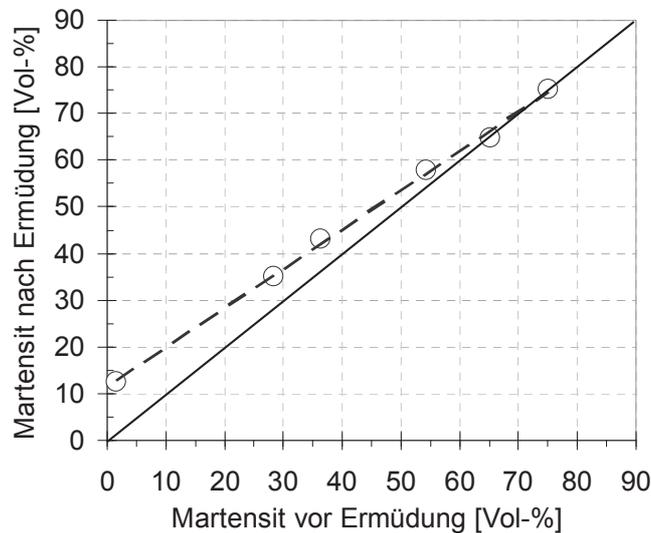


Abb. 4.37: Martensitgehalt vor der Ermüdung und nach Probenbruch für die Proben der LSV in Abb. 4.36

Eine Variation des Oberflächenzustands und der Kühlbedingungen zeigt jedoch eine starke Abhängigkeit der Versuchsergebnisse von diesen Randbedingungen. Daher ist die Abb. 4.36 nur für gekühlte Versuche mit elektrolytisch polierten Proben gültig. Werden die LSV mit Proben durchgeführt, deren Oberfläche durch das Aufschweißen von Thermoelementen rau sind (d.h. Mikrokerben mit 12 bis 44 μm Tiefe besitzen), dann sinkt $\sigma_{D,HCF}$ bei hohen Martensitgehalten ab (Abb. 4.38). Da die in Abb. 4.38 dargestellten Ergebnisse an ungekühlten Proben gemessen wurden, findet durch erhöhte Temperaturen keine Verfestigung durch Martensitbildung statt. In Abb. 4.38 weist nur die Probe mit einem Martensitanteil von 2 Vol-% eine mit jeder Laststufe zunehmende Temperaturerhöhung und damit einen deutlichen Anstieg von $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ (Entfestigung) schon einige Laststufen vor dem Bruch auf. Bei den anderen Proben ist die Temperaturerhöhung pro Laststufe bis zum Erreichen der Bruchlastamplitude nahezu konstant. Diese Proben zeigen somit eine geringe Duktilität und sie versagen ohne vorangegangene Ver- oder Entfestigung. Durch die ungekühlte Versuchsführung liegen für alle Proben die Werte für die HCF-Ermüdungsfestigkeit deutlich niedriger als in Abb. 4.36.

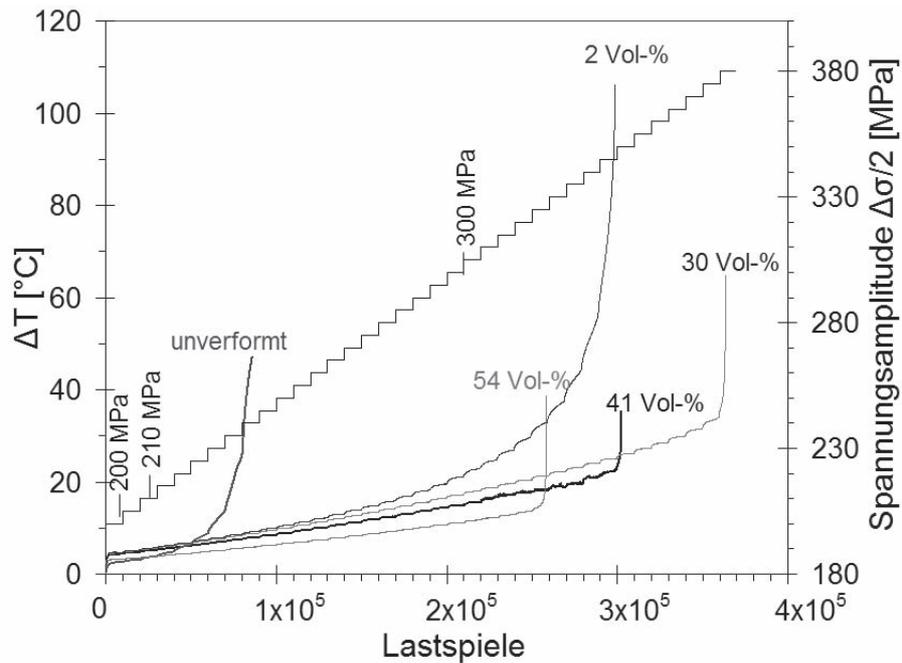


Abb. 4.38: Bestimmung der HCF-Wechselfestigkeit im LSV für ungekühlte Proben mit rauher Oberfläche und verschiedenen Martensitanteilen, angegeben in Vol-% ($R = -1$, Proben einachsrig vorverformt), $(\Delta\sigma/2)_{\text{start}} = 200$ MPa, Lasterhöhung nach 10^4 Zyklen um 5 MPa

Trägt man die $\Delta\sigma_{D,HCF}$ -Abschätzungen aus den bereits genannten und weiteren LSV über dem Martensitgehalt auf, führt dies zu Abb. 4.39. Die Kurve für die gekühlten, elektrolytisch polierten Proben steigt stark mit dem Martensitgehalt an. Es existiert kein Optimum. Werden die Proben nicht gekühlt und haben sie eine raue Oberfläche, sinkt $\sigma_{D,HCF}$ oberhalb von 30 Vol-% ab und es resultiert ein optimaler Martensitgehalt zwischen 15-30 Vol-% (unterste Kurve in Abb. 4.39). Versuche ebenfalls ohne Kühlung und mit glatter, elektrolytisch polierter Oberfläche zeigen dieses Optimum nicht, hier steigt die Kurve mit zunehmendem Martensitgehalt weiter an.

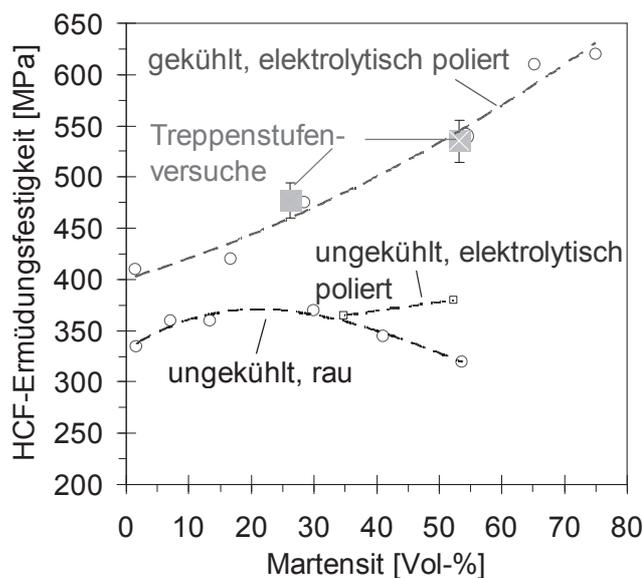


Abb. 4.39: HCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ verschiedener Probenzustände in Abhängigkeit vom Martensitgehalt aus LSV und Treppenstufenversuchen

Zur Absicherung der Anwendbarkeit von LSV zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit wurde bei zwei Martensitgehalten (26 und 54 Vol-%) die HCF-Ermüdungsfestigkeit anhand des modifizierten Treppenstufenverfahrens von Deubelbeiss (1974) ermittelt. Das Vorgehen wird detailliert in Lohse (2008) beschrieben. Die Grenzlastspielzahl betrug $2 \cdot 10^6$. Bei einem Durchläufer wurde die Spannungsamplitude 10 MPa abgesenkt, bei einem Probenbruch 10 MPa erhöht.

Die Auswertung der Versuche ist in Abb. 4.40 dargestellt. Anhand von Abb. 4.40b+c können Bruchwahrscheinlichkeiten für verschiedene Spannungsamplituden ermittelt werden. Aus Abb. 4.40b+c kann somit entnommen werden, dass die HCF-Ermüdungsfestigkeit mit 50 %-Bruchwahrscheinlichkeit für 26 Vol-% Martensit $\sigma_{D,HCF,50\%} = 477$ MPa beträgt. Für 54 Vol-% Martensit ergibt sich $\sigma_{D,HCF,50\%} = 535$ MPa. Diese beiden Werte sind ebenfalls in Abb. 4.39 eingetragen. Die Fehlerbalken zeigen den Bereich der Bruchwahrscheinlichkeit von 16 bis 84 %. Die Ergebnisse aus den Treppenstufenversuchen weichen nur geringfügig von den in LSV ermittelten Werten für $\sigma_{D,HCF}$ ab. Die Werte für $\sigma_{D,HCF}$ aus den LSV liegen innerhalb der im Treppenstufenversuch ermittelten Spannungsamplituden mit Bruchwahrscheinlichkeiten von 16 bis 84 %, was der Standardabweichung der Treppenstufenversuche entspricht.

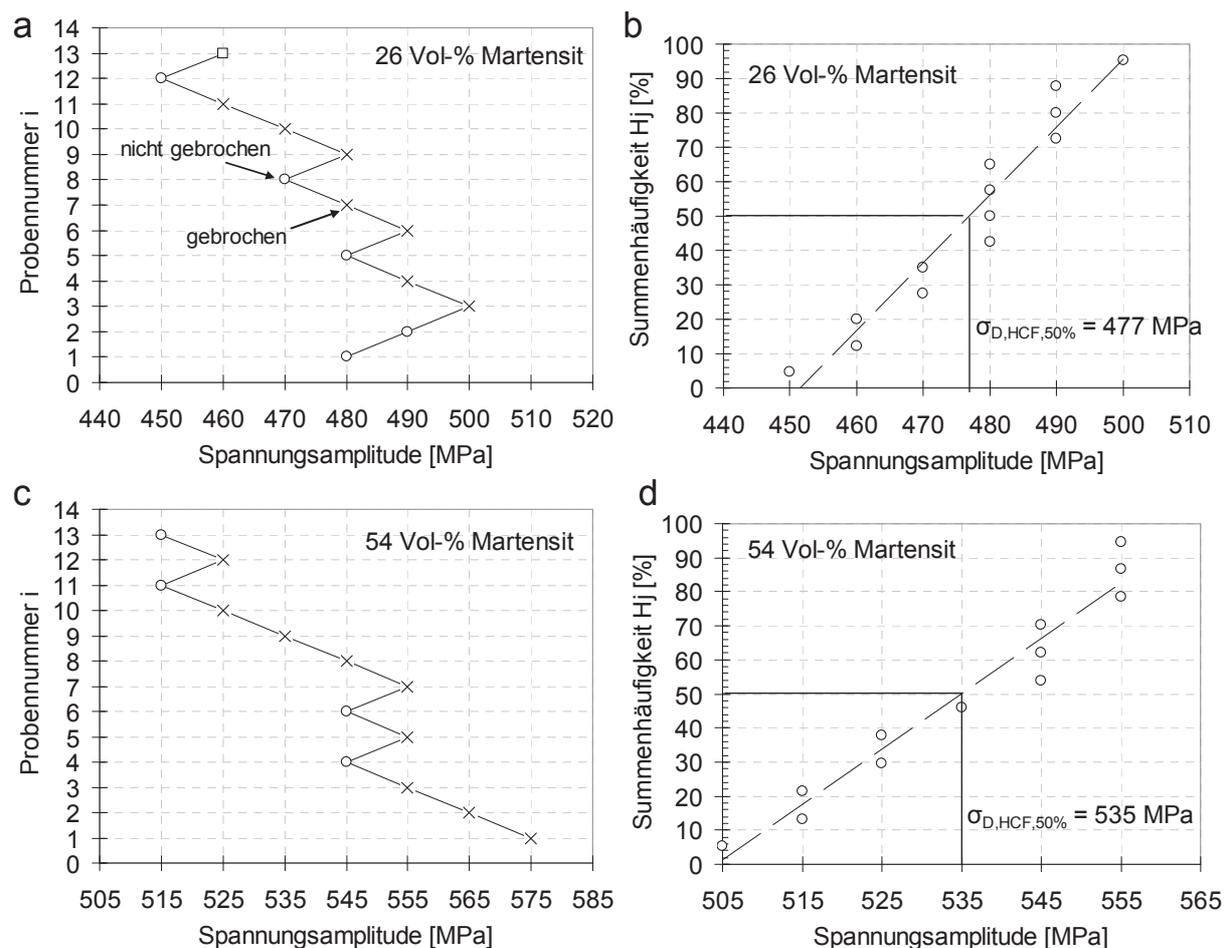


Abb. 4.40: Auswertung des Treppenstufenverfahrens für Proben mit a)+b) 26±2 Vol-%, bzw. c)+d) 54±2 Vol-% Martensitgehalt

Laststeigerungsversuche und Treppenstufenversuche zeigen übereinstimmend die starke Abhängigkeit des HCF-Verhaltens des untersuchten Werkstoffs vom Martensitgehalt. Mit zunehmendem Martensitanteil kommt es zu einem deutlichen Duktilitätsverlust durch die mechanischen Eigenschaften der krz Martensitphase, der sich je nach Oberflächenbeschaffenheit unterschiedlich auswirkt. Im Falle elektrolytisch polierter Oberflächen steigt $\sigma_{D,HCF}$ trotz Duktilitätsverlust stetig an, im Falle rauer Oberflächen führt die höhere Kerbempfindlichkeit der Martensitphase zu einem Abfall von $\sigma_{D,HCF}$ oberhalb von ca. 30 Vol-% Martensit (Abb. 4.39). Es wird deutlich, dass sich durch die verformungsinduzierte Martensitbildung gezielt eine gewünschte Kombination aus Duktilität und Festigkeit für ein Blechformteil einstellen lässt, die der Oberflächenbeschaffenheit angepasst werden sollte. Diverse Untersuchungen stellten schon einen Duktilitätsverlust durch die α' -Martensitbildung in LCF-Versuchen fest, der auch hier zu einer Verringerung der Lebensdauer (Hennessy et al. 1976, Glage et al. 2010), unter gezielter Einstellung aber auch zu Lebensdauererhöhungen (Maier et al. 1993) führen kann. Die Gründe für den Einfluss vom Martensitgehalt auf das zyklische Verformungsverhalten und die Kerbempfindlichkeit werden in den folgenden Absätzen diskutiert.

Zuerst soll der in Abb. 4.36 sichtbare Duktilitätsverlust zwischen der 29 Vol-%- und der 54 Vol-%- Probe nun mikrostrukturell näher betrachtet werden. Bei 54 Vol-% ist der Betrag der Frequenzänderung (und damit der plastische Verformungsanteil) deutlich kleiner und die Verfestigung (= Abfall von $|\Delta f_D|$ innerhalb einer Laststufe) deutlich weniger ausgeprägt als bei 29 Vol-%. Abb. 4.41 zeigt die Mikrostruktur von zwei Ermüdungsproben (27 und 57 Vol-%) vor der Ermüdung, wobei für die Mikrostruktur in Abb. 4.41a (27 Vol-%) deutlich duktileres Verhalten im Ermüdungsversuch zu beobachten ist als für die Mikrostruktur in Abb. 4.41b (57 Vol-%). Die Verteilung der Martensitphase in beiden Gefügebildern unterscheidet sich deutlich. In Abb. 4.41a (27 Vol-%) ist die Martensitphase fein verteilt, meist in Form von feinen, parallel angeordneten Nadeln. Einzelne Körner weisen keine Martensitbildung auf. Die Austenitphase bildet die Matrix in die die Martensitphase eingebettet ist. Die plastische Verformung im HCF-Ermüdungsversuch wird sich hier weitgehend auf die Austenitphase beschränken. In Abb. 4.41b (57 Vol-%) dagegen sind einige Körner vollständig martensitisch. Es bilden sich größere Martensitblöcke. Die martensitischen Bereiche sind miteinander verbunden und bilden so ein Netzwerk, in dem eher die Martensitphase als Matrix gesehen werden muss. Rein austenitische Gebiete im Bereich der Korn oder Subkorngröße sind nicht mehr zu finden. Es ist leicht einzusehen, dass die Duktilität sinkt, wenn die festere Martensitphase die Matrix bildet, weil sich dann die martensitische Phase mitverformen muss.

Zu einem ähnlichen Schluss kommen auch Talonen et al. (2005). Sie stellen eine deutliche Änderung im Zusammenhang zwischen Martensitgehalt und Fließspannung ab einem Martensitanteil von 30 Vol-% fest, den sie ebenfalls auf die Bildung eines geschlossenen Netzwerkes der Martensitphase zurückführen. Ihre Ergebnisse führen sie zu der Annahme, dass ab einem Martensitanteil von 30 Vol-% die Martensitphase das mechanische Verhalten *im Zugversuch* verändert. Abb. 4.36 legt die Vermutung nahe, dass *bei zyklischer Verformung* die Duktilität der Probe oberhalb von 30 Vol-% Martensit von der Martensitphase dominiert wird. Die Martensitphase besitzt eine geringere Neigung zur Versetzungsbewegung und -multiplikation und es kommt daher zu geringerer zyklischer Verfestigung (geringerer Frequenzänderung)

oberhalb von 30 Vol-% Martensit. Dass Maier et al. (1993) ebenfalls ein Optimum bei ca. 30 Vol-% Martensit für LCF-Versuche fanden, bestätigt diese These.

Weiterhin wird die plastische Verformung in der Austenitphase in Abb. 4.41b auch dadurch erschwert, dass die mittlere freie Versetzungsweite (d.h. der Weg, den eine Versetzung zurücklegen kann, bis sie auf eine Martensitnadel trifft) deutlich kleiner ist als in Abb. 4.41a (vgl. Gl. 2.28), was ebenfalls zu einem Duktilitätsverlust führt.

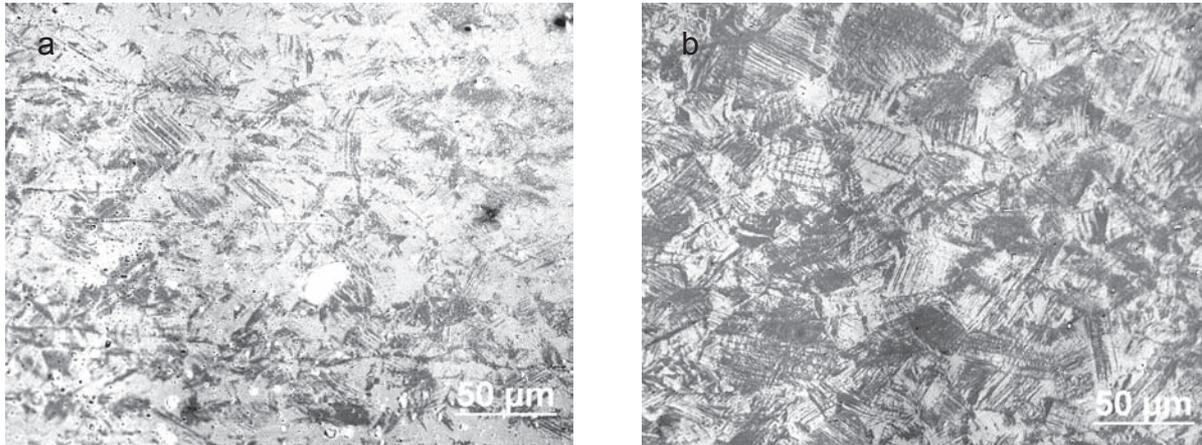


Abb. 4.41: Mikrostruktur einer Ermüdungsprobe bei a) 27 Vol-% und b) 57 Vol-% in der Mitte des Blechquerschnitts vor der Ermüdung. Kontrastbildung durch Kathodenzerstäubung. α' -Martensit ist dunkel gefärbt, Austenit erscheint hell.

Wie die Kurve für raue Proben in Abb. 4.39 verdeutlicht, führt die Martensitbildung oberhalb von 30 Vol-% aber nicht nur zu einer Duktilitätsabnahme, sondern auch zu höherer Kerbempfindlichkeit, die die Lebensdauer rauher Proben reduziert. Eine mit zunehmendem Martensitgehalt abnehmende Lebensdauer durch Rissinitiierung an Spannungskonzentratoren wurde auch von Topic et al. (2007) schon gefunden. Auch sie induzieren die Martensitbildung durch quasi-statische Vorverformung, allerdings gehen in ihren Untersuchungen hohe Martensitgehalte immer mit hohen Vorverformungsgraden einher. Damit überlagern sich die Einflüsse hoher Versetzungsdichten im Austenit mit denen hoher Martensitanteile und starker Oberflächenaufrauung durch Vorverformung. Sie stellen schon oberhalb von 20 Vol-% Martensit eine Verringerung der LCF-Lebensdauer fest. Die Spannungskonzentratoren an der Oberfläche entstehen in der Untersuchung von Topic et al. durch die während der Vorverformung entstehende Rauigkeit. Aus diesem und dem vorher erwähnten Grund sind diese Ergebnisse nicht direkt mit den in dieser Arbeit geschilderten Ergebnissen vergleichbar, denn hier wurden die Proben nach der Vorverformung mechanisch poliert und dann Mikrokerben erzeugt. Die Ergebnisse zeigen aber einen ähnlichen Trend.

Die höhere Kerbempfindlichkeit der martensitischen Phase kann auch anhand zyklischer Risswachstumsversuche von Bowe et al. (1988) erklärt werden. Bowe et al. vergleichen die da/dN - ΔK Kurven von CT-Proben für eine FeNiAl-Legierung im metastabilen austenitischen Zustand und im martensitischen Zustand. Der Schwellenwert der Rissausbreitung ΔK_{th} (für $da/dN = 10^{-9}m$) für den martensitischen Zustand beträgt nur ein Fünftel des Wertes für den austenitischen Zustand. Bei höheren ΔK -Werten verlaufen die Kurven dann sehr ähnlich. Bowe et al. führen dieses Verhalten auf die geringe Verfestigungsfähigkeit des Martensits und

die positive Wirkung von verformungsinduzierten Druckeigenspannungen an der Risspitze von Mikrorissen in der austenitischen Phase zurück. So scheint es sinnvoll anzunehmen, dass der Rissfortschritt an Mikrokerben einfacher ist (d.h. bei kleinerem $\Delta\sigma/2$ stattfindet), je stärker die Mikrokerbe von Martensit umgeben ist. Dies wäre in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Topic et al. (2007), die feststellten, dass hohe Martensitgehalte Rissinitiierung und -wachstum an Mikrokerben begünstigen.

Weiterhin wird die Rissinitiierung im Martensit dadurch unterstützt, dass die Gitterdehnung (und damit auch die lokale Spannung) unter Last in der martensitischen Phase größer ist als in der austenitischen Phase. Spencer et al. (2009b) weisen das mittels in-situ-Neutronenbeugung im Zugversuch an Proben nach, die, sehr ähnlich wie in der vorliegenden Arbeit, bei tiefen Temperaturen vorverformt und anschließend bei RT weiterverformt wurden. Die so erhaltenen Proben mit hohen Anfangsmartensitgehalten (30 und 67 Vol-%) zeigen eine höhere lokale Spannung in der Martensitphase, die im Ermüdungsversuch zu höheren ΔK -Werten an einer Kerbe führt, wenn die Kerbe von Martensit umgeben ist.

Andererseits können Topic et al. (2007) anhand von künstlich eingebrachten V-Kerben zeigen, dass im rein austenitischen Zustand Kerben die Lebensdauer erhöhen (!), weil es zu einer starken Lokalisierung der plastischen Verformung im Bereich des Kerbgrunds kommt. Dort finden Topic et al. starke Martensitbildung. Die höhere Festigkeit der Martensitphase und die positive Wirkung von umwandlungsbedingten Druckeigenspannung verhindern die Rissinitiierung und -ausbreitung und erhöhen die Lebensdauer selbst gegenüber ungekerbten Proben. Bei monoton vorverformten Proben mit mehr als 20 Vol-% Martensit kehrt sich dieser Effekt um und die Kerben reduzieren die Lebensdauer. Ein ähnliches Verhalten zeigen die rauen Proben gemäß Abb. 4.39: Die raue Probe mit dem niedrigsten Martensitgehalt (2 Vol-%) zeigt keine Rissinitiierung an den vorhandenen Mikrokerben, die Proben mit höheren Martensitgehalten schon.

Die positive Wirkung von Druckeigenspannung verursacht durch die Volumenexpansion der martensitischen Transformation auf die Rissinitiierung und -ausbreitung ist stark temperaturabhängig, da bei einem Temperaturanstieg weniger Martensit und bei Überschreiten von M_d kein Martensit mehr gebildet wird. Schon einige Grad Temperaturerhöhung können somit zu einer Rissausbreitung bei deutlich niedrigeren Spannungsamplituden führen. Der deutliche Unterschied in den Kurven in Abb. 4.39 für den gekühlten und den ungekühlten elektrolytisch polierten Zustand ist wohl teilweise so erklärbar. Der ganz rechte Punkt der Kurve für ungekühlte und elektrolytisch polierte Proben hat eine ca. 60 °C höhere Absoluttemperatur bei Erreichung von $\sigma_{D,HCF}$ (360 MPa) als die gekühlte Probe in der Kurve darüber bei 360 MPa und einem ähnlichen Martensitgehalt. Der Unterschied von 160 MPa in der HCF-Ermüdungsfestigkeit zwischen beiden Punkten ist natürlich einerseits auf eine temperaturbedingt erhöhte Versetzungsaktivität bei der ungekühlten Probe zurückzuführen, andererseits aber auf eine Reduzierung der Martensitbildung, deren hemmender Effekt auf Rissinitiierung und Rissfortschritt dann abnimmt.

An dieser Stelle muss hervorgehoben werden, dass der hier untersuchte Werkstoff immer durch Einschlüsse verursachte oberflächennahe Defekte aufweist, die bei den Treppenstufen-

versuchen mit vorverformten Proben meist als Rissinitiierungsorte dienen, Abb. 4.42. Bei den gekühlten Treppenstufenversuchen kam es aber trotz Rissinitiierung an Einschlüssen nicht zu einem Abfall von $\sigma_{D,HCF}$ bei hohen Martensitgehalten. Für HCF-Versuche führen die oberflächennahen Einschlüsse mit einer Größe von bis zu $20\ \mu\text{m}$ weder in gekühlten noch in ungekühlten Versuchen zu einem Absinken der Ermüdungsfestigkeit bei hohen Martensitgehalten (Abb. 4.39). Künstlich eingebrachte, breitere Mikrokerben, wie sie die rauhen Proben aus Abb. 4.39 besitzen, führen allerdings zu einem Absinken von $\sigma_{D,HCF}$ oberhalb von 30 Vol-% Martensit. Eine solche Kerbe ist in Abb. 4.43 dargestellt. Die künstlich eingebrachten Mikrokerben sind wenig tiefer aber deutlich breiter als die Einschlüsse. Die erhöhte Kerbempfindlichkeit bei hohen Martensitgehalten führt im HCF-Bereich also nur dann zu einem Absinken der Ermüdungsfestigkeit, wenn die Kerbe eine kritische Breite überschreitet.

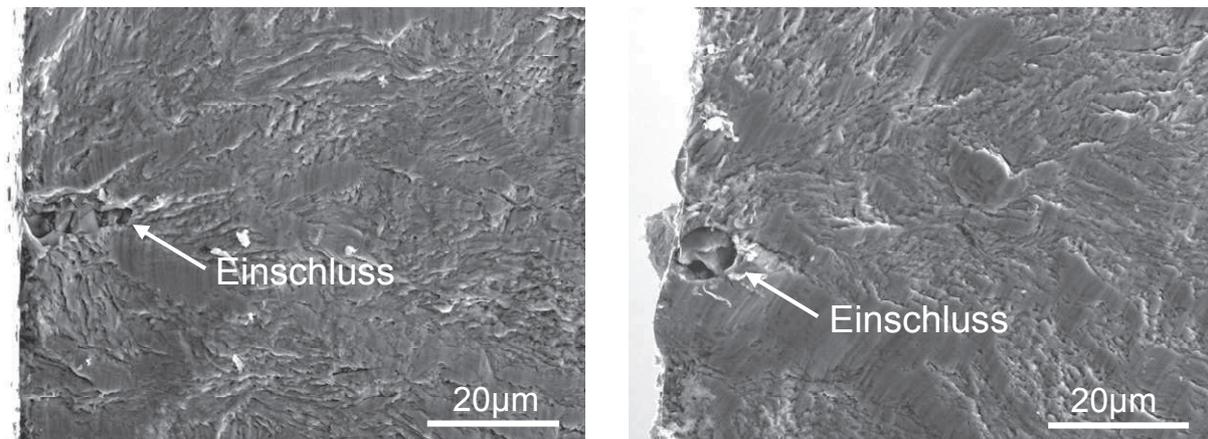


Abb. 4.42: Rissinitiierungspunkt von Proben aus den Treppenstufenversuchen gemäß Abb. 4.40 a) Versuchsserie 27 Vol-%, $\Delta\sigma/2 = 500\ \text{MPa}$, $N_B = 1,81 \cdot 10^5$ b) Versuchsserie 54 Vol-%, $\Delta\sigma/2 = 555\ \text{MPa}$, $N_B = 1,79 \cdot 10^5$

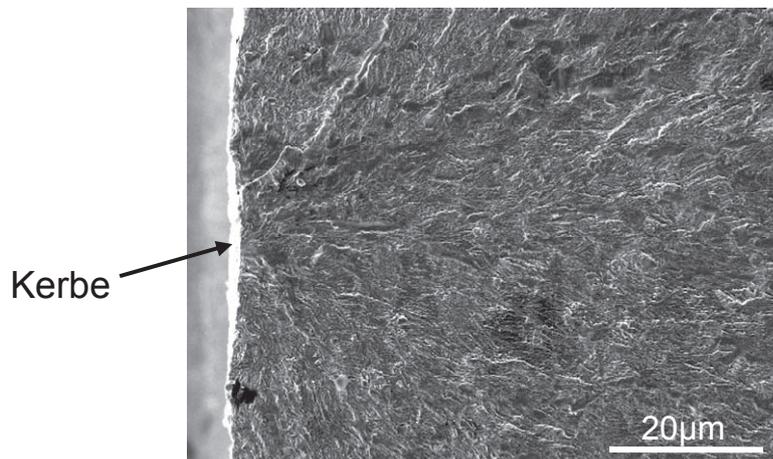


Abb. 4.43: Rissinitiierung im LSV an einer Mikrokerbe bei einer Probe mit rauher Oberfläche, ungekühlt, 30 Vol-% Martensit

Der Vergleich von Ergebnissen aus Treppenstufenversuchen und der hier verwendeten neuen Auswertemethode für LSV zeigt, dass diese Methode grundsätzlich geeignet ist, die HCF-Ermüdungsfestigkeit abzuschätzen. Beide verwendeten Verfahren kommen zu sehr ähnlichen Ergebnissen. Desweiteren können LSV dazu gebraucht werden, das zyklische Verhalten unterhalb und im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit zu charakterisieren. So konnte für raue, ungekühlte Proben die plötzliche Entfestigung aufgrund von Rissinitiierung an Ker-

ben im LSV beobachtet werden. Im gekühlten, glatten Zustand dagegen kommt es im Bereich der HCF-Ermüdungsfestigkeit zur Verfestigung. Der LSV ist somit gerade zum Vergleich des zyklischen Verformungsverhaltens bei unterschiedlichen Probenzuständen (Mikrostruktur, Kühlung, Oberflächenbeschaffenheit usw.) geeignet. Je nach Versuchsführung kann der Beginn der Martensitbildung im LSV und die daraus resultierende Verfestigung ein geeigneter Indikator für die Erreichung der HCF-Ermüdungsfestigkeit sein. Für andere Probenzustände ist dieses Vorgehen dagegen ungeeignet (z.B. bei hohen Temperaturen und/oder hoher Oberflächenrauigkeit). Dann ist der Beginn der Entfestigung ein geeigneter Indikator. Die in der Literatur bekannten Verfahren zur Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit haben sich jedoch als ungeeignet erwiesen, da sie von einem werkstoffübergreifend ähnlichen Wechselverformungsverhalten ausgehen, das für den Großteil der hier durchgeführten LSV nicht gültig ist.

Abhängigkeit des VHCF-Verhaltens vom Martensitgehalt

Zum tieferen Verständnis des VHCF-Verhaltens in Abhängigkeit vom Martensitgehalt wurden zwei verschiedene Probenzustände untersucht, die sich im wesentlichen durch unterschiedliche Martensitanteile unterscheiden. In beiden Fällen wurde der Martensit durch eine monotone Vorverformung erzeugt. Einmal führte eine Zugverformung ($\epsilon_{pl} = 15\%$) bei -20 °C zu einem Martensitgehalt von 26 Vol-% und im anderen Fall ebenfalls eine Zugverformung ($\epsilon_{pl} = 15\%$) bei -70 °C zu einem Martensitgehalt von 54 Vol-%. Das entspricht den Probenzuständen der in Abschnitt 0 geschilderten Treppenstufenversuche und ist den in Abb. 4.41 gezeigten Mikrostrukturen sehr ähnlich. Diese beiden Zustände wurden gewählt, weil sie sich bezüglich der Kerbempfindlichkeit im HCF-Bereich deutlich unterscheiden und somit auch Unterschiede im VHCF-Verhalten erwarten lassen.

Zur Untersuchung des VHCF-Verhaltens wurden die Durchläufer aus den Treppenstufenversuchen am Resonanzpulsator bis mind. 10^8 Zyklen weiter ermüdet und außerdem weitere Proben am Ultraschallermüdungsprüfstand bis 10^9 Zyklen belastet. Die Ultraschallproben sind wie im unverformten Fall erst am Resonanzpulsationsprüfstand bis $2 \cdot 10^6$ Zyklen vorverformt worden. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in den Wöhlerkurven in Abb. 4.44 eingetragen. Die horizontalen Linien im Bereich von 10^6 Lastspielen geben die in Treppenstufenversuchen ermittelten HCF-Ermüdungsfestigkeiten mit einer Versagenswahrscheinlichkeit von 50 % ($\sigma_{D,HCF,50\%}$) an (vgl. Abb. 4.40). Es wird wiederum deutlich, dass $\sigma_{D,HCF,50\%}$ für die Proben mit 54 Vol-% Martensit höher ist als für die Proben mit 26 Vol-% Martensit. Bei den Proben mit einem Martensitgehalt von 26 Vol-% kommt es im VHCF-Bereich oberhalb von $2 \cdot 10^6$ Lastspielen zu keinem Versagen. Hier existiert auch für den VHCF-Bereich eine „echte“ Dauerfestigkeit bis 10^9 Zyklen, die mit der HCF-Ermüdungsfestigkeit identisch ist. Das entspricht dem Verhalten im Übergang von HCF zu VHCF im rein austenitischen Zustand (vgl. Abschnitt 4.3.1), wo sich $\sigma_{D,HCF}$ und $\sigma_{D,VHCF}$ ebenfalls entsprechen ($\sigma_{D,HCF} = \sigma_{D,VHCF} = 250\text{ MPa}$).

Bei einem Martensitgehalt von 54 Vol-% dagegen fällt die Ermüdungsfestigkeit im VHCF-Bereich mit der Lastspielzahl ab und entspricht bei einer Lastspielzahl von 10^9 dem Wert für $\sigma_{D,VHCF}$ des niedrigeren Martensitgehaltes. Hier existiert keine konstante VHCF-Ermüdungs-

festigkeit mehr. Der Abfall der Ermüdungsfestigkeit ist verursacht durch eine Verschiebung des Rissinitiierungsortes von der Probenoberfläche ins Innere der Probe im VHCF-Bereich. Für die Proben im grau gekennzeichneten Bereich lässt sich bei elektronenmikroskopischer Untersuchung der Bruchfläche immer ein Einschluss als Ort der Rissinitiierung lokalisieren. Abb. 4.45 zeigt die Bruchfläche einer Probe mit 54 Vol-% Martensitanteil, die im VHCF-Bereich versagte, und den Einschluss, an dem die Rissinitiierung erfolgte. Die kreisförmige Bruchflächenstruktur („Fischauge“) um einen Einschluss in Abb. 4.45 ist sonst typisch für hochfeste Stähle. EDX-Analysen der Einschlüsse bei verschiedenen Proben zeigten immer hohe Chrom-, Titan-, Aluminium- und Sauerstoffanteile. Es handelt sich daher wahrscheinlich um oxidische Einschlüsse verursacht durch Verunreinigungen in der Schmelze.

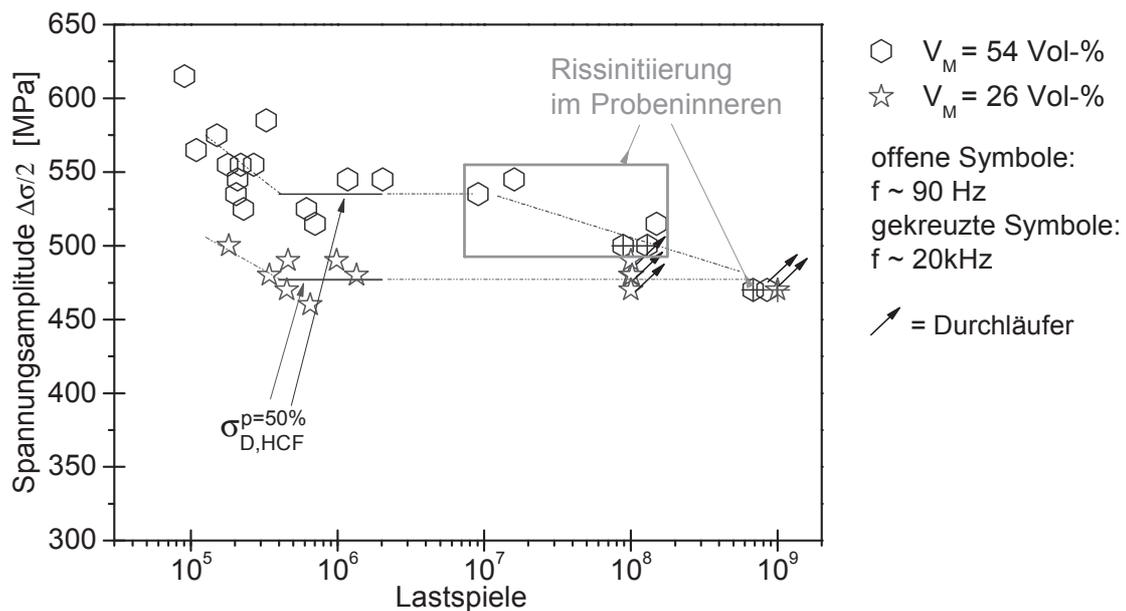


Abb. 4.44: Wöhlerkurven für elektrolytisch polierte Proben mit unterschiedlichen Martensitgehalten

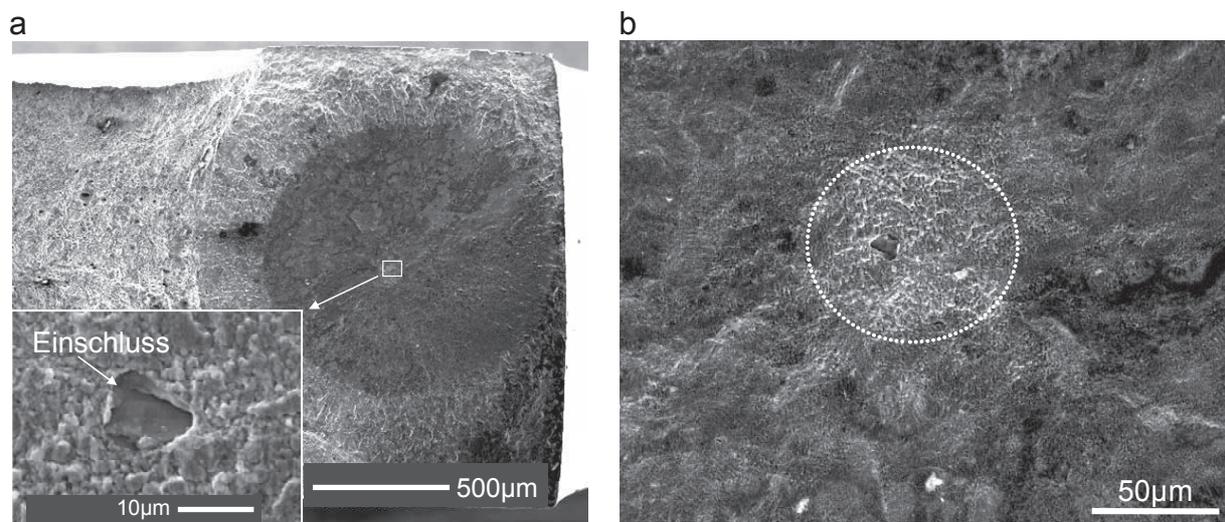


Abb. 4.45: Bruchfläche einer bei $N=1,49 \cdot 10^8$ versagten Probe ($V_M = 54 \text{ Vol-\%}$) a) Fischauge mit Rissinitiierung am Einschluss, Einschluss umgeben von Fine Granular Area (FGA) b) markierter Bereich um den Einschluss entspricht der Fläche der FGA

Wechselverformungsverhalten

Bevor die Rissinitiierung im Probeninneren detaillierter charakterisiert und mögliche Ursachen erläutert werden, wird nun das Wechselverformungsverhalten beider Zustände näher betrachtet. Der Verlauf der ΔT - N Kurven für beide Zustände wird anhand ausgewählter Proben in Abb. 4.46a+b deutlich. Beide Zustände sind geprägt durch eine kontinuierliche Verfestigung, da ΔT kontinuierlich fällt. Der kurze Anstieg von ΔT bis $2 \cdot 10^3$ Zyklen kommt dadurch zustande, dass die Proben zu Beginn des Versuchs immer eine ansteigende Temperatur aufweisen, bis ein quasi-stationärer Zustand erreicht ist. Die Verfestigungsphase geht bei ca. $2 \cdot 10^6$ Zyklen in einen Sättigungszustand über. Im Sättigungszustand entsprechen sich sowohl in Abb. 4.46a wie auch in Abb. 4.46b jeweils die ΔT -Werte für die drei dargestellten Kurven. Dabei liegt der Sättigungswert für ΔT im Falle der 26 Vol-% Proben (Abb. 4.46a) ca. $2 \text{ }^\circ\text{C}$ höher als bei den Proben mit 54 Vol-% Martensit (Abb. 4.46b). Insgesamt liegen die ΔT -Werte für die Versuche mit 54 Vol-% Martensit niedriger als die Werte bei 26 Vol-%, obwohl sie einen weiteren Bereich von Spannungsamplituden umfassen. Die plastische Verformung ist nach Gl. 2.44 somit geringer für die Versuche in Abb. 4.46b. Die geringere plastische Verformung beim höheren Martensitgehalt führt auch zu einer geringeren Oberflächenaufrauung, wie Abb. 4.47 anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen zeigt.

Für beide in Abb. 4.47 erkennbaren Probenzustände reicht die lokale plastische Verformung in Gleitbändern, die zur Oberflächenaufrauung führt, nicht zur Rissinitiierung im VHCF-Bereich aus. Auch an Einschlüssen konnten keine Mikrorisse gefunden werden. Für die einachsige vorverformten Proben fand eine Rissinitiierung im VHCF-Bereich ausschließlich unterhalb der Oberfläche statt.

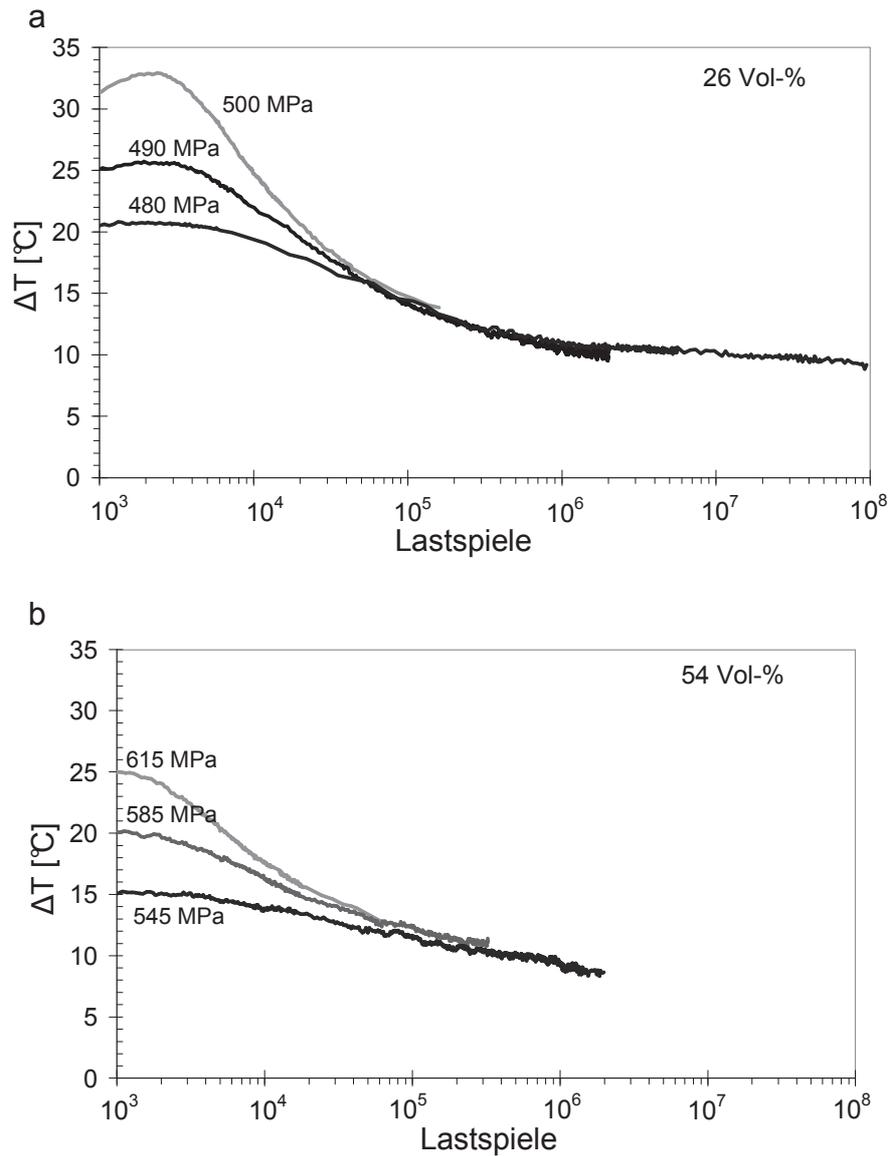


Abb. 4.46: ΔT - N -Kurven bei verschiedenen Spannungsamplituden bei a) 26 Vol-% Martensit und b) 54 Vol-% Martensit

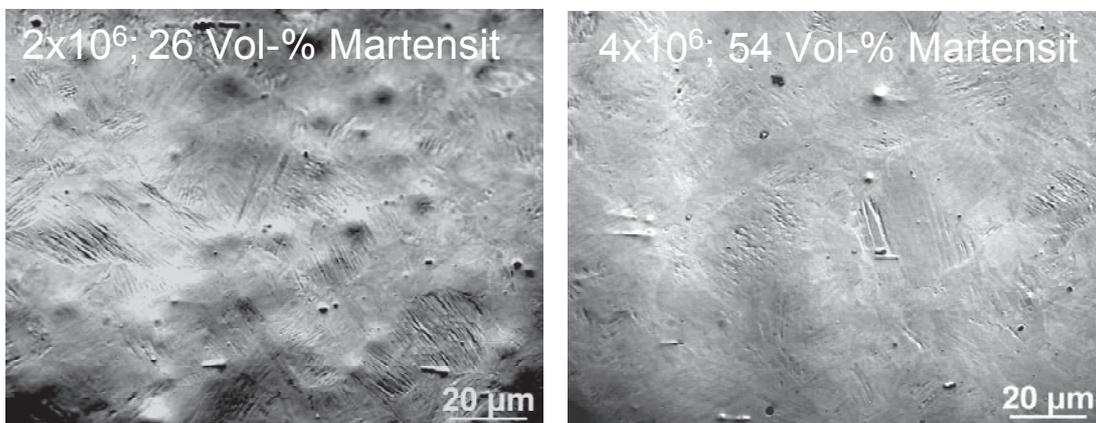


Abb. 4.47: Oberflächenaufrauung unter dem Lichtmikroskop von zwei im Bereich der VHCF Ermüdungsfestigkeit ermüdeten Proben

Rissinitiierung im Probeninneren

Es werden nun mögliche Ursachen für die Rissinitiierung im Probeninneren bei hohem Martensitgehalt (54 Vol-%) diskutiert. Zu diesem Zweck wird erst die Mikrostruktur der ermüdeten Probenzustände näher betrachtet.

Wie schon in Abschnitt 0 erläutert, unterscheiden sich die beiden untersuchten Probenzustände nicht nur bezüglich des Martensitgehaltes, sondern auch bezüglich der Anordnung der martensitischen Phase. Schon Abb. 4.41 zeigte, dass die Martensitphase bei den Proben mit 26 Vol-% Martensit feiner verteilt ist als im Falle von 57 Vol-% Martensit. In Abb. 4.48 sind beide Probenzustände noch einmal vergrößert in EBSD- und TEM-Aufnahmen dargestellt. Die EBSD-Bilder repräsentieren die Probenoberfläche, an der der Martensitgehalt geringer ist als in der in Abb. 4.41 gezeigten Blechmitte. Abb. 4.48 bestätigt, dass sich beim höheren Martensitgehalt größere Martensitblöcke bilden, beim niedrigeren Martensitgehalt dagegen bilden sich feiner verteilte Nadeln und kleinere martensitische Bereiche. Die TEM-Aufnahmen zeigen eine ähnliche Tendenz. In der TEM-Aufnahme des Zustands mit 26 Vol-% Martensit sind deutlich Scherbänder zu erkennen. In diesen Scherbändern (meist bestehend aus Stapelfehlern) und bevorzugt an Kreuzungspunkten dieser Scherbänder bildet sich α' -Martensit (Abb. 4.48). Daher bestätigt sich auch bei dieser deutlich höheren Vergrößerung, dass der α' -Martensit oft in parallelen Bändern/Nadeln angeordnet ist. Beim höheren Martensitgehalt (54 Vol-%) sind die Scherbänder meist vollständig von α' -Martensit durchdrungen. Der α' -Martensit wächst nun aber auch zwischen den Bändern und bildet größere, diffus angeordnete Bereiche. Diese Unterschiede in der Anordnung der Martensitphase sind mit hoher Wahrscheinlichkeit die Ursache für die Rissinitiierung im Probeninneren im Fall des hohen Martensitgehaltes.

Der Wechsel im Schädigungsmechanismus in Abhängigkeit vom Martensitanteil lässt sich anhand der nachfolgend erläuterten mikrostrukturellen Zusammenhänge erklären: Bei einem Martensitanteil von 26 Vol-% Martensit sind Martensitnadeln mit der Breite einiger Mikrometer meist unzusammenhängend über der Probe verteilt. Liegt ein Einschluss ($d \approx 10 \mu\text{m}$) im Bereich einer Martensitnadel, kann eine Rissinitiierung infolge der lokalen Spannungsüberhöhung durch eine Verfestigung, bzw. Martensitbildung in der umgebenden Austenitphase und den damit verbundenen Aufbau von Druckeigenstressen verhindert werden. Kommt es doch zur Rissinitiierung, wird die Rissausbreitung durch die martensitische Umwandlung an der Risspitze erschwert. Bei der Probe mit 54 Vol-% Martensit sind die Martensitnadeln zu größeren martensitischen Bereichen agglomeriert, die auch oft zusammenhängen (Abb. 4.48). Diese Bereiche überschreiten die Größe der Einschlüsse. Liegt ein Einschluss in einem überwiegend martensitischen Bereich, kann dort die geringere Duktilität der Martensitphase die Rissinitiierung begünstigen. Es wurde bereits im letzten Abschnitt erwähnt, dass ΔK_{th} für die Martensitphase nur 20 % des Wertes für die Austenitphase beträgt und daher die Rissausbreitung in einer vollständig martensitischen Umgebung bei niedrigeren Spannungsamplituden geschehen kann (Bowe et al. 1988). Außerdem wurde bereits erwähnt, dass die lokale Spannung in der martensitischen Phase immer höher ist (Spencer et al. 2009b). Damit ist auch der lokale ΔK -Wert für einen Einschluss in der Martensitphase höher als bei einem Einschluss in der Austenitphase und begünstigt eine Rissausbreitung.

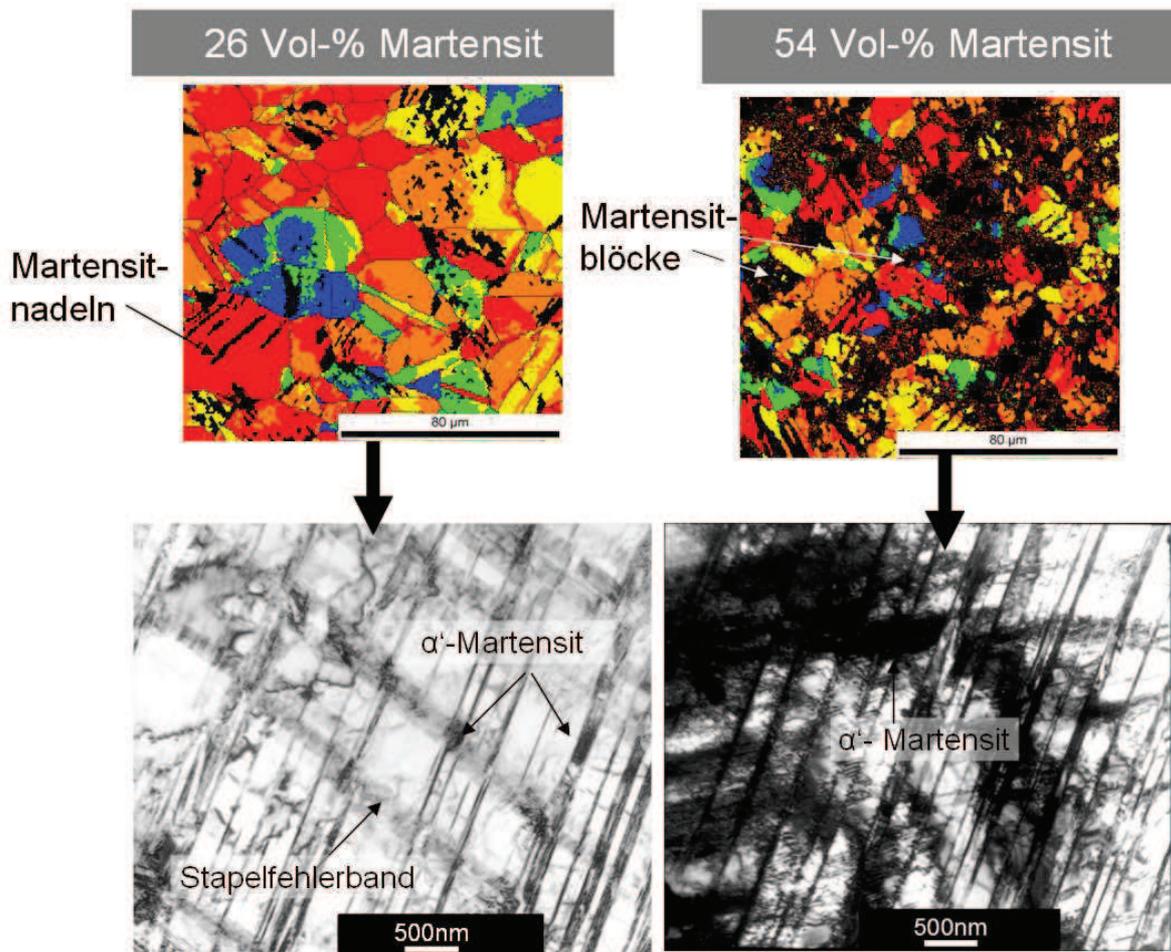


Abb. 4.48: EBSD- und TEM-Bilder der Mikrostrukturen der beiden untersuchten Probenzustände. Die EBSD-Bilder zeigen die Oberfläche von Ermüdungsproben vor der Ermüdung, schwarze Bereiche sind martensitisch.

Es stellt sich die Frage, warum es bei hohen Martensitgehalten bevorzugt an Einschlüssen im Werkstoffinneren zur Rissinitiierung kommt und nicht an Einschlüssen an der Oberfläche, die ebenfalls von Martensit umgeben sein können. Grund dafür ist ein typischer VHCF-Schädigungsablauf, der nur im Probeninneren zu beobachten ist.

Alle Bruchflächen mit Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche weisen eine Fine Granular Area (FGA) auf, wie sie in Abb. 4.45b zu sehen ist. Die Bildung von FGAs ist typisch für die Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche bei hochfesten Stählen im VHCF-Bereich (vgl. Kapitel 2.4.2). Diverse Autoren zeigen, dass die Entstehung dieser rauen Bereiche um den kritischen Einschluss durch für den VHCF-Bereich spezifische Schädigungsmechanismen verursacht ist (Murakami und Matsunaga 2006, Shiozawa et al. 2006, Sakai 2009). Die Ursache für die Entstehung der FGAs ist deshalb entscheidend, weil FGAs nur bei Rissinitiierung im Probeninneren im VHCF-Bereich auftreten und damit in direktem Zusammenhang mit dem VHCF-Schädigungsmechanismus für viele Werkstoffe stehen. Der Übergang der FGA zur Restbruchfläche markiert die kritische Risslänge, ab der ohne spezifischen FGA-Mechanismus die Rissausbreitung möglich ist (vgl. Sakai 2009, Liu et al. 2009), und bestimmt einen Wert für ΔK_{FGA} , der auch ungefähr dem Wert zur Rissausbreitung an der Oberfläche entspricht (Shiozawa 2006). Die Bildung der FGA kann daher auch als Rissinitiierungsphase ge-

sehen werden und ist möglicherweise für viele Werkstoffe für die Verschiebung des Risses von der Oberfläche ins Probeninnere verantwortlich.

Der Schwellwert ΔK_{FGA} , den der Riss am Rand der FGA besitzt, lässt sich bestimmen durch die Gleichung (Murakami und Matsunaga 2006):

$$\Delta K_{FGA} = 0.5 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area_{FGA}}} \quad (4.12)$$

Bestimmt man anhand dieser Gleichung den Wert für die im Inneren gebrochenen Proben aus Abb. 4.44, so zeigt sich, dass die Werte für ΔK_{FGA} um einen Wert von $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ schwanken (vgl. Tabelle 4.3). Laut Bowe et al. (1988) beträgt der Schwellenwert ΔK_{th} für den Beginn der Rissausbreitung an der Oberfläche $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für die Martensitphase und liegt damit in derselben Größenordnung. Da hier die Annahmen der linear elastischen Bruchmechanik nicht erfüllt sind, ist das ΔK -Konzept sicherlich nur bedingt aussagekräftig. Es bestätigt aber die Annahme von Shiozowa et al. (2006), dass der ΔK -Wert am FGA-Rand ΔK_{th} an der Oberfläche entspricht. Die in Abb. 4.49 dargestellte Wurzel aus der FGA-Fläche dagegen nimmt tendenziell mit der Lastspielzahl zu. Ähnliches Verhalten stellen Murakami et al. (2000) und Sakai (2009) bei hochfesten Stählen fest. Die genannten Literaturstellen deuten somit genau wie Abb. 4.49 darauf hin, dass es sich bei dem Entstehungsmechanismus der FGA um ein stark lastspielzahlabhängiges Phänomen handelt. Die FGA wächst mit der Lastspielzahl, bis eine kritische Risslänge erreicht ist. Der genaue Wert für die kritische Risslänge ist als abhängig von der lokalen Mikrostruktur an der Rissspitze anzunehmen (Phase, Phasengrenze, Korngröße usw.). Anschließend wächst der Riss durch einen anderen Mechanismus und es kommt zur Ausbildung einer glatten Bruchfläche, die zum typischen Fischaugen-Bruchbild führt (Abb. 4.45).

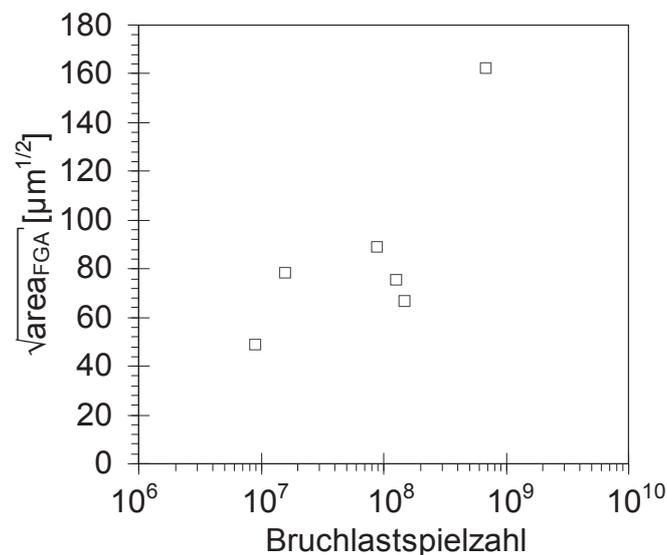


Abb. 4.49: $\sqrt{area_{FGA}}$ in Abhängigkeit von der Lastspielzahl

Tabelle 4.3: ΔK_{FGA} -Werte für Proben mit Fischaugenbruch

Probennummer	1	2	3	4	5	6
ΔK_{FGA} [MPa \sqrt{m}]	4,3	3,3	3,7	3,8	4,2	5,3

Die glatte Fischaugen-Bruchfläche hinterlässt der Riss bei allen in der vorliegenden Arbeit untersuchten Proben solange, bis der Riss die Oberfläche erreicht. Die Größe des Fischauges ist somit direkt abhängig vom kleinsten Abstand des kritischen Einschlusses zur Probenoberfläche. Abb. 4.50 zeigt dafür einige Beispiele. Die Fischaugen sind sehr unterschiedlich groß; man beachte die ungleichen Vergrößerungen. Es ist bekannt, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit für den hier vorliegenden Werkstoff im Vakuum deutlich niedriger ist als an Luft (McEvily und Gonzales Velasquez 1992). Solange sich der Riss im Probeninneren befindet wird daher die Rissausbreitung langsam erfolgen, weil im Probeninneren Vakuumähnliche Bedingungen herrschen. Bei einem Kontakt des Risses bzw. Fischauges mit Umgebungsluft steigt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit für identische ΔK -Werte stark an und nach einem damit einhergehenden deutlichen Abfall der Resonanzfrequenz wird das Abschaltkriterium des Ermüdungsprüfsystems erreicht.

Das Absinken der Resonanzfrequenz kann verwendet werden, um den Zeitpunkt der Rissausbreitung und auch grob die Rissausbreitungsgeschwindigkeit zu charakterisieren.

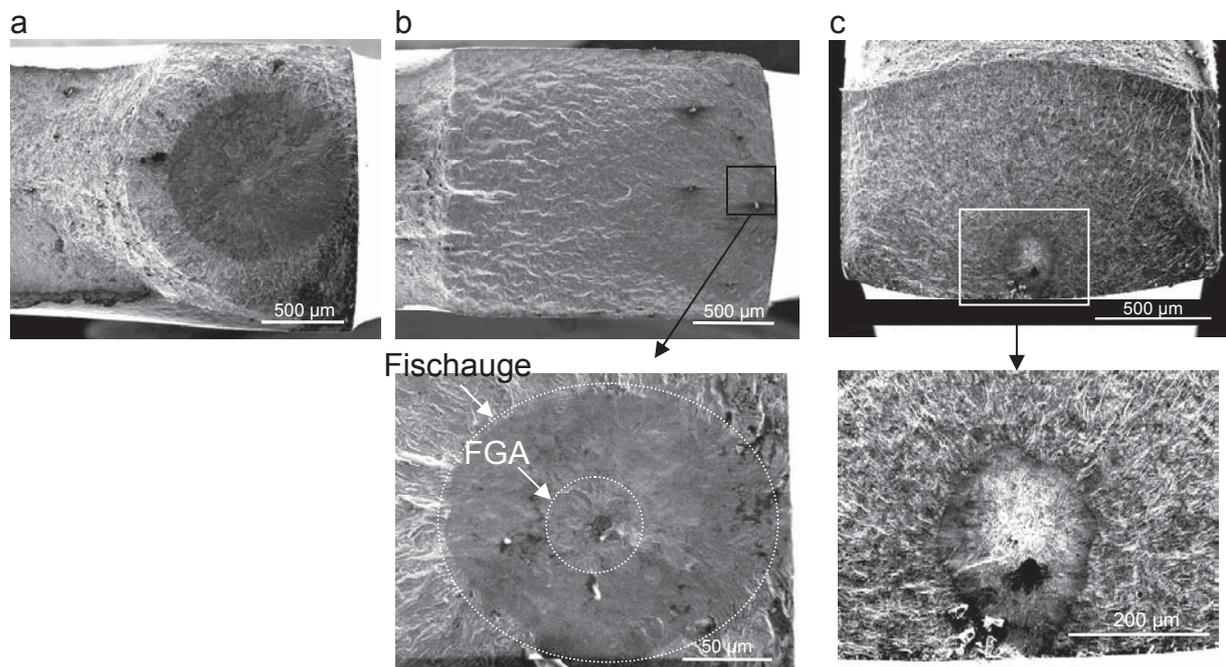


Abb. 4.50: Beispiele für die Bildung von Fischaugen verschiedener Größe (abhängig vom Abstand des kritischen Einschlusses von der Oberfläche) a) $\Delta\sigma/2 = 515$ MPa, $N_B = 1,49 \cdot 10^8$ b) $\Delta\sigma/2 = 535$ MPa, $N_B = 9,09 \cdot 10^6$ c) $\Delta\sigma/2 = 470$ MPa, $N_B = 6,84 \cdot 10^8$

Der Verlauf der Resonanzfrequenz für die letzten 3000 Lastspiele vor Versuchsende ist für drei Proben in Abb. 4.51 aufgetragen. Die beiden Proben mit Rissinitiation im Probeninneren entsprechen den Proben mit den Bruchbildern in Abb. 4.50a+b. Die Resonanzfrequenz ist bis 3000 Zyklen vor Versuchsende nahezu konstant, bis auf einen leichten Anstieg verursacht

durch geringfügige Verfestigung. Abb. 4.51 zeigt, dass sich die Resonanzfrequenz bei allen Proben frühestens ca. 2000 Zyklen vor dem Versuchsende verändert. Nach Gl. 3.1 ist die Frequenz der Wurzel des Prüfquerschnitts proportional. Somit führt die Abnahme des Prüfquerschnitts durch eine sich ausbreitende Rissfläche zu einer Abnahme der Resonanzfrequenz. Nach Gl. 3.1 beträgt die minimal auflösbare rissbedingte Flächenänderung bei einer Auflösung der Maschine von 0,05 Hz ($f \approx 80$ Hz) ca. $8000 \mu\text{m}^2$, was einem Fischaugenradius von ca. $50 \mu\text{m}$ entspricht. Wenngleich Gl. 3.1 stark vereinfacht ist und Temperatureffekte und Dämpfungseffekte nicht berücksichtigt wurden, belegen die Zahlenwerte, dass die Bildung langer Risse durch Resonanzfrequenzänderungen nachweisbar sein muss.

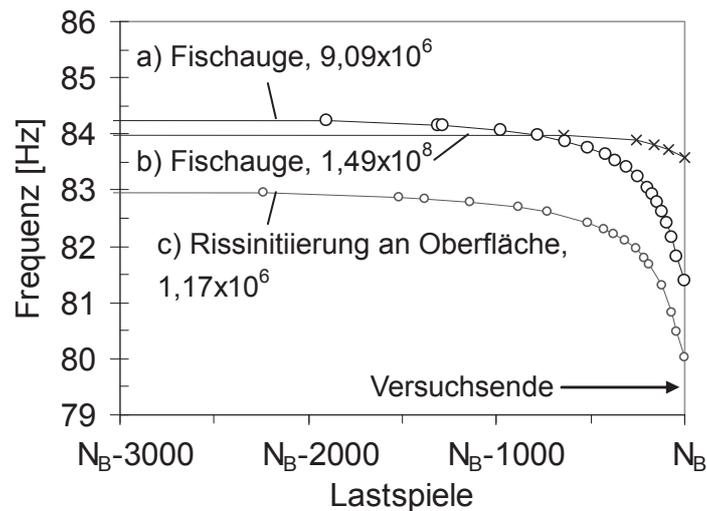


Abb. 4.51: Verlauf der Resonanzfrequenz für die letzten 3000 Lastspiele (bis zur Bruchlastspielzahl N_B) für zwei VHCF-Proben mit Rissinitiierung im Probeninneren und eine HCF-Probe mit Rissinitiierung an einem Einschluss an der Oberfläche

Bei zwei der drei Kurven in Abb. 4.51 erstreckt sich ein Großteil des Risswachstums über die letzten 2000 Zyklen. Es ist denkbar, dass die Veränderung der Resonanzfrequenz durch die FGA-Bildung vom verwendeten Messdatenerfassungssystem nicht erfasst werden kann, vor allem wenn die FGA sehr langsam wächst. Die Größe der FGAs liegt oft im Bereich der Auflösung der Resonanzfrequenz.

Das Wachstum des Fischauges über die FGA hinaus (vgl. Abb. 4.50a+b) kann aber nicht ohne eine deutlich sichtbare Resonanzfrequenzänderung geschehen, weil Fischaugendurchmesser im Bereich von $150 \mu\text{m}$ (Abb. 4.50b) bis $1000 \mu\text{m}$ (Abb. 4.50a) nicht ohne Veränderung der Resonanzfrequenz entstehen können. Dieser Bereich kann demnach gemäß Abb. 4.51 erst den letzten 2000 Zyklen zugeordnet werden. Bei Kurve b in Abb. 4.51 beginnt die Rissausbreitung am spätesten, und die Frequenz fällt weniger ab, als bei den beiden anderen Kurven. Der Grund dafür ist in Abb. 4.50a+b zu finden: Die Ermüdungsbruchfläche für die Probe mit $N_B = 1,49 \cdot 10^8$ (Abb. 4.50a) ist deutlich kleiner als die Bruchfläche in Abb. 4.50b (Kurve b in Abb. 4.51). Für Kurve b in Abb. 4.51 fehlt der deutliche Abfall in der Resonanzfrequenz am Ende des Versuchs, da das Risswachstum über das Fischauge hinaus hier sehr gering ist. Es bestätigt sich die Annahme, dass die Risswachstumsgeschwindigkeit bei Erreichen der Fischaugengrenze (entspricht Erreichen der Oberfläche) stark ansteigt. Die Resonanzfrequenz fällt infolge dessen stark ab.

Es ist daher davon auszugehen, dass die Fischaugen erst in den letzten 2000-3000 Zyklen gebildet werden. Nimmt man an, dass der Frequenzabfall in den letzten 600 Zyklen in Abb. 4.51, Kurve a, zum allergrößten Teil durch die Bildung des Fischauges außerhalb der FGA bedingt ist, beträgt da/dN für den Fischaugenbereich etwa $0,0005\text{m}/600 \approx 8,3 \cdot 10^{-7} \text{ m/Zyklus}$.

Diese Ergebnisse in Abb. 4.51 sind im Einklang mit thermometrischen Messungen an hochfestem Stahl von Ranc et. al (2008) in Ultraschallermüdungsversuchen. Auch sie fanden eine Rissinitiierung erst einige tausend Zyklen vor Versuchsende. Untersuchungen von Shiozawa et al. (2006) zeigen, dass die FGAs in den ersten 90 % der Lebensdauer sehr langsam wachsen und schließlich in den letzten 10 % der Lebensdauer einer Probe ein um ein Vielfaches schnelleres Wachstum stattfindet.

Zu einem anderen Ergebnis kommen Stanzl-Tschegg und Schönbauer (2010b). Sie führen Risswachstumsmessungen an gekerbten Ultraschall-Rohrproben aus martensitischem Cr-Stahl im Vakuum mit sehr kleinen Risswachstumsgeschwindigkeiten durch und stellen Ähnlichkeiten im Aussehen der Bruchflächen bei da/dN -Werten von $10^{-11} \text{ m/Zyklus}$ und der glatten Fischaugenbruchfläche fest. Sie schließen so auf da/dN -Werte im Fischaugenbereich außerhalb der FGA in dieser Größenordnung, die den oben geschätzten Wert von $8,3 \cdot 10^{-7} \text{ m/Zyklus}$ deutlich unterschreiten. Diese These kann hier nicht bestätigt werden. In einem solchen Fall müsste während des allergrößten Teils der Lebensdauer Rissfortschritt stattfinden und das Fischauge wachsen. Das sollte dazu führen, dass die Fischaugen größer sind, je höher die Lebensdauer der Probe ist. Dieser Zusammenhang ist nicht vorhanden, vielmehr ist die Größe des Fischauges abhängig von der Position relativ zum Probenrand. Die Probe mit der höchsten Lebensdauer weist sogar gar keine glatte Fischaugenfläche außerhalb der FGA auf (Abb. 4.50c). Hier war eine Lastspielzahl von $6,8 \cdot 10^8$ nur für den Rissfortschritt in der FGA und die demgegenüber vernachlässigbare Langrissausbreitung notwendig. Auch Abb. 4.49 bestätigt, dass die Größe der FGA lastspielzahlabhängig ist. Daraus kann geschlossen werden, dass ein Großteil der Lebensdauer zur Bildung der FGA notwendig ist, die Bildung der restlichen Fischaugenbruchfläche dagegen findet innerhalb von wenigen tausend Lastspielen statt.

Entstehungsmechanismen der FGAs

Zum genauen Schädigungsablauf, der zur Entstehung der FGA-Bereiche führt, existieren im Wesentlichen drei Theorien, die schon in Kapitel 2.4.2 kurz erläutert wurden und hier nun diskutiert werden sollen.

Die Theorie der Dekohäsion an feinverteilten Karbiden mit anschließendem Zusammenwachsen von Mikrorissen (Abb. 4.52a) ist hier nicht sehr wahrscheinlich. Dieser Mechanismus setzte die Existenz sehr vieler, feinverteilter Karbide voraus. Bei dem von Shiozawa et al. (2006) untersuchten Cr-Stahl sind diese bedingt durch den hohen C-Gehalt (1,01 Massen-%) vorhanden. Bei dem hier untersuchten Werkstoff ist der Kohlenstoffgehalt aber niedrig (0,02 Massen-%). Bei REM-Untersuchungen und in EDX-Analysen der FGAs konnten weder optisch noch anhand der lokalen chemischen Zusammensetzung Einschlüsse nachgewiesen werden. Im Querschliff des FGA-Bereichs konnten weder Karbide noch die nach Abb. 4.52b zu

erwartenden Mikrorisse an Karbiden gefunden werden. Die Theorie der Dekohäsion feinverteilter Karbide wird hier somit als für austenitischen Edelstahl nicht zutreffend bewertet.

Nach Sakai (2009) kommt es in einem schmalen Bereich um den Einschluss (400 nm) zur Ablösungen an sehr kleinen, durch Polygonisation entstandenen Subkörnern (Abb. 4.52b). Einen Mechanismus, der die Polygonisation verursacht, gibt Sakai aber nicht an. Somit bleibt nach dieser Theorie die mikrostrukturelle Ursache für die FGA-Bildung ungeklärt. Die Bildung feiner Subkörner, die Sakai im TEM und durch Röntgenbeugung in einer schmalen Schicht nachweist, könnte ebenso durch aufeinanderreibende Rissflanken beim Riss schließen verursacht sein.

Murakami schlägt in Murakami et al. (2000) im Bereich von Einschlüssen gebundenen Wasserstoff als Ursache für die Entstehung von FGAs vor, da Wasserstoff die Mobilität von Stufen- und Schraubenversetzungen erhöhen kann. Im Bereich der FGA unterstützt der Wasserstoff das Risswachstum, bis der Riss eine Länge erreicht hat, bei der ohne Hilfe von Wasserstoff Rissfortschritt möglich ist (Abb. 4.52c). Das führt zum spezifischen Aussehen der FGA. Murakami et al. (2000) und Murakami und Matsunaga (2006) können dann auch tatsächlich mittels SIMS und Tritium-Autoradiographie-Messungen höhere Wasserstoffanteile im Bereich der Einschlüsse und abnehmende Größen der FGA mit abnehmendem Wasserstoffgehalt nachweisen. Die hier vorliegenden Ergebnisse sind mit dieser Theorie sinnvoll erklärbar. Bei metastabilen Austeniten erhöht Wasserstoff die Geschwindigkeit, mit der ein Riss durch die teilweise martensitische plastische Zone läuft. Das konnten Murakami und Matsunaga (2006) im Vergleich von teilweise wasserstoffbeladenen stabilen und metastabilen Austeniten zeigen. Bei stabileren Austeniten dagegen finden sie diesen Effekt nicht. Außerdem besitzt Martensit einen um vier Zehnerpotenzen höheren Wasserstoff-Diffusionskoeffizienten als Austenit (Murakami et al. 2008). Die in der vorliegenden Arbeit beobachtete innere Rissinitiierung bei hohen Martensitgehalten kann dann so erklärt werden, dass, wenn Einschlüsse von größeren Martensitbereichen umschlossen sind, der am Einschluss vorhandene Wasserstoff in der Martensitphase durch den hohen Diffusionskoeffizienten leicht diffundieren kann. Er führt dann zu einer erhöhten Plastizität im Martensitblock, der die Einschlüsse umgibt und unterstützt so die Rissinitiierung. Nach der Rissinitiierung wird dann auch die Rissausbreitung durch den Wasserstoff unterstützt.

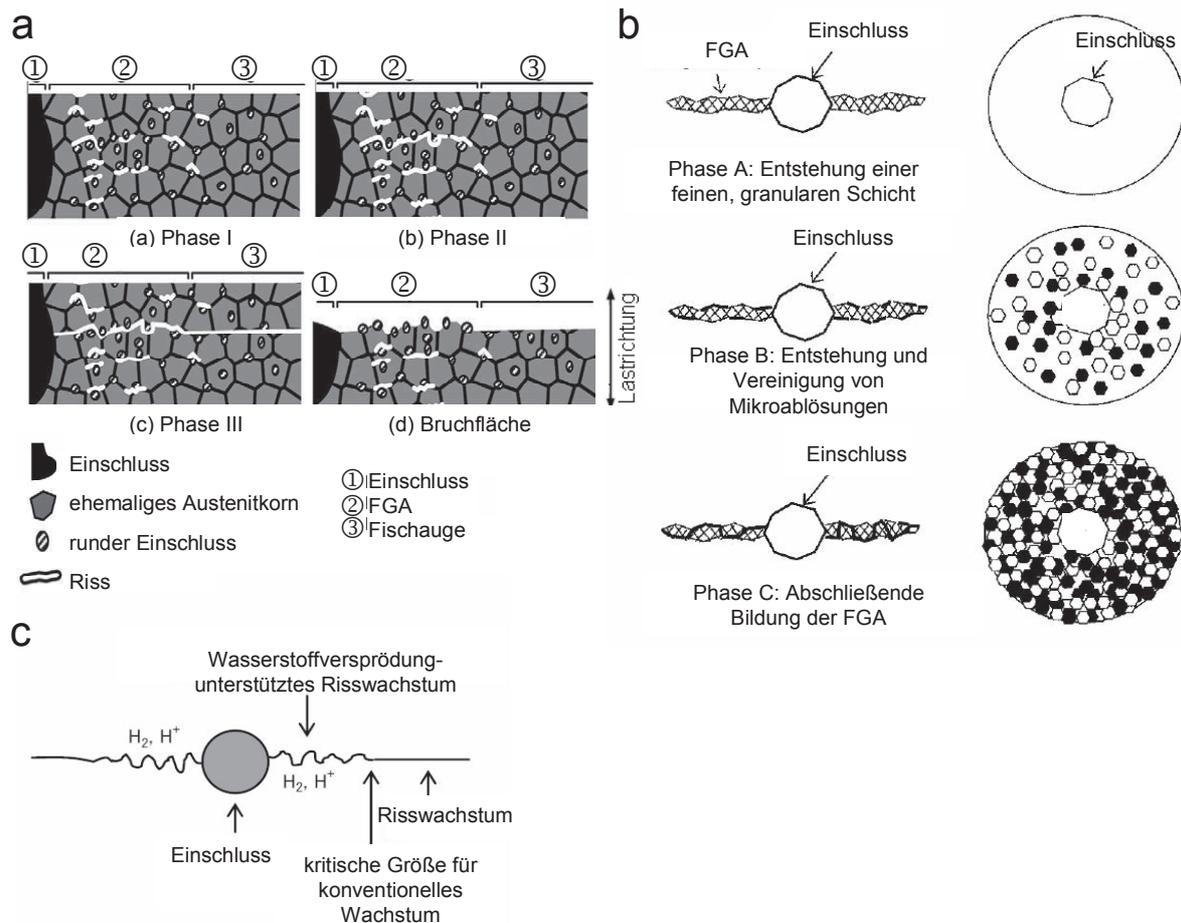


Abb. 4.52: Mechanismen zur Entstehung von FGAs durch a) Dekohäsion an feinverteilten Karbiden (Shiozawa et al. 2006) b) Polygonisation und Ablösung (Sakai 2009) c) Wasserstoffunterstützte Rissbildung (Murakami 2000)

Unterstützt wird die Theorie auch davon, dass die Entstehung von FGA meist bei der Rissinitiierung an Einschlüssen beobachtet wird. Autoren die dagegen eine Rissinitiierung im VHCF-Bereich an anderen mikrostrukturellen Defekten (z.B. Phasengrenzen) oder in einer weniger festen Phase fanden, konnten meist keine Bildung von FGAs beobachten (Murakami et al. 2000, Chai 2006, Knobbe et al. 2009).

Allerdings fanden Yu et al. (2009) FGAs auch ohne die Existenz von Einschlüssen und bei geringen Wasserstoffgehalten bei einem martensitisch/bainitischen Stahl. Es ist vorstellbar, dass je nach Werkstoff der unterstützende Einfluss von Wasserstoff nicht zur Bildung von FGAs notwendig ist, sondern schon die Abwesenheit von Sauerstoff für eine erhöhte Plastizität ausreichend ist. So nehmen McEvily et al. (2008) an, dass in Ti-6Al-4V schon die Abwesenheit von Sauerstoff ausreichen kann, um einen Abrasionsprozess zu erlauben, der das Riss schließen eines stehenden Risses reduziert und so einen sehr langsamen Rissfortschritt in der FGA ermöglicht.

Laut Stanzl-Tschegg und Schönbauer (2010b) ist das Aussehen der FGA dem Aussehen von Bruchflächen bei Risswachstumsversuchen im Vakuum mit sehr kleinen Rissfortschrittsgeschwindigkeiten (im Bereich 10^{-12} m/Zyklus) sehr ähnlich. Auch das spricht gegen die Theorie nach Shiozawa et al., da hier die FGA durch Ablösungen an Karbiden und nicht durch

langsame Rissausbreitung entsteht. Dagegen passt die Beobachtung von Stanzl-Tschegg und Schönbauer aber zur der Theorie von Murakami: Wasserstoff führt zu Lokalisierung der plastischen Verformung und ermöglicht Rissfortschritt bei sehr kleinen Geschwindigkeiten ($\sim 10^{-12}$ m/Zyklus), die zu einem charakteristischen Aussehen der Bruchfläche führt (FGA). Bei Erreichung eines kritischen Wertes ΔK_{FGA} wächst der Riss dann ohne H-Mechanismus als Fischauge mit glatter Bruchfläche weiter. Die Bruchfläche ist glatt, weil es laut McEvily und Gonzalez Velasquez (1992) im Vakuum zu einer Abstumpfung der Rissspitze kommt, die die Bildung von Schwingstreifen verhindert. Wenn das Fischauge auf die Oberfläche trifft, führt die Luftfeuchtigkeit zu einer schnellen Erhöhung der Rissgeschwindigkeit (wiederum durch den Einfluss von Wasserstoff) und führt so zu einer rauen Oberfläche (vgl. ebenfalls McEvily und Gonzalez Velasquez).

Ermüdungsverhalten von bauteilähnlichen (streckgezogenen) Proben

Ziel dieser Arbeit ist die Optimierung eines Blechbauteils durch eine gezielte Einstellung des α' -Martensitanteils während der Umformung. In dem betrachteten Streckziehprozess zur U-Einformung (vgl. Kapitel 1 und Abb. 4.53) kommt es durch Reibung zwischen Blech und Werkzeug zur verstärkten Martensitbildung an der Blechoberfläche.

Zur Beantwortung der Frage, ob dieser Reibeffekt für eine weitere Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit genutzt werden kann, wurden die Auswirkungen der reibungsbedingten Martensitbildung auf das Ermüdungsverhalten experimentell untersucht. Die Proben wurden dem Schenkelbereich verschiedener Proben nach der U-Einformung (Abb. 4.53) entnommen. Die Entnahmestelle und die Lastrichtung der Ermüdungsproben sind in Abb. 4.53 eingezeichnet.

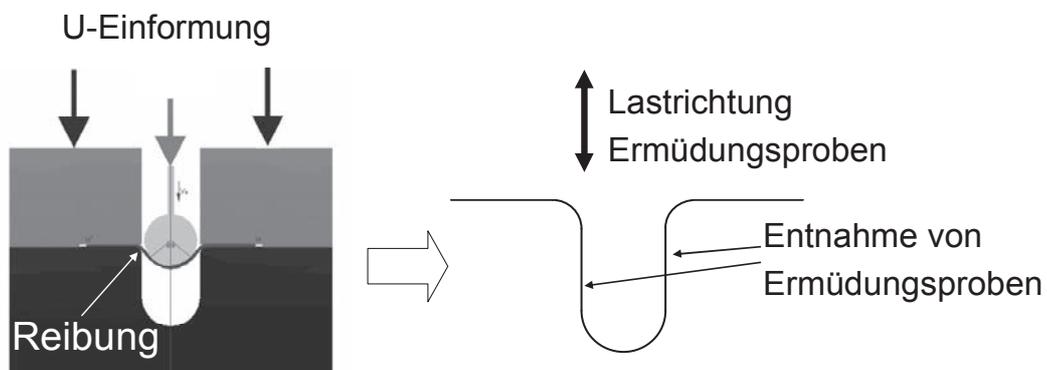


Abb. 4.53: Entnahmeort der Ermüdungsproben an U-eingeförmten Proben

Die reibungsbedingte Martensitbildung führt zu einem Martensitverlauf über der Blechdicke wie er in Abb. 4.54 zu erkennen ist. Am Blechrand ist der Martensitgehalt reibungsbedingt hoch. Auch in der Blechmitte ist aufgrund von Seigerungen, die die Austenitstabilität lokal reduzieren, ein höherer Martensitgehalt messbar. Zwischen Rand und Blechmitte dagegen sinkt der Martensitgehalt deutlich ab.

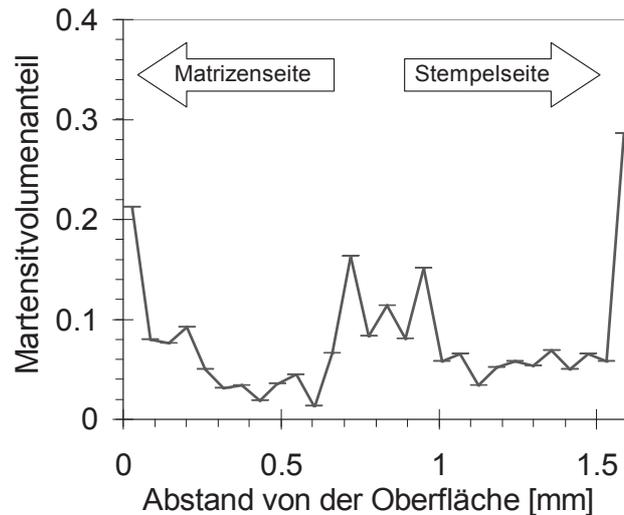


Abb. 4.54: Martensitverteilung über der Blechdicke. Jeder Messpunkt ist der gemittelte Martensitgehalt einer Fläche von $57 \times 30 \mu\text{m}^2$. Ermittelt aus EBSD-Daten. Der magnetinduktiv gemessene (globale) Martensitgehalt beträgt 14 Vol-%

In Ermüdungsversuchen ($\Delta\sigma/2 = \text{const.}$) wurden reibbehaftete Proben in drei Zuständen (15, 26 und 54 Vol-% mittlerer, globaler Martensitanteil) getestet. Die verschiedenen Martensitgehalte resultieren aus unterschiedlichen Umformgraden, die durch eine Variation der Niederhalterkräfte beim Streckziehen erreicht werden können. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.55 im Wöhlerdiagramm dargestellt. Die eingezeichneten Linien markieren die Wöhlerkurven für die nicht reibbehafteten Proben mit 26 und 54 Vol-% Martensit aus Abb. 4.44. Es ist leicht zu erkennen, dass sich für den höchsten Martensitgehalt (54 Vol-%) die HCF-Dauerfestigkeiten im reib- und nicht-reibbehafteten Zustand entsprechen. Der hohe Oberflächenmartensitgehalt beeinflusst das HCF-Verhalten hier nicht. Allerdings fällt die VHCF-Ermüdungsfestigkeit nicht mit der Lastspielzahl ab, wie es im nicht-reibbehafteten Zustand der Fall ist. Die Ursache für den fehlenden Abfall der VHCF-Ermüdungsfestigkeit ist wohl in der Martensitverteilung über dem Querschnitt zu finden. Der angegebene Wert von 54 Vol-% Martensit ist ein Mittelwert über dem Blechquerschnitt, der magnetinduktiv bestimmt wurde. Der Martensitanteil an der Probenoberfläche ist reibungsbedingt sehr hoch (> 54 Vol-%), der im Probeninneren dagegen niedriger (< 54 Vol-%). Somit ergeben sich für den VHCF-Bereich sehr vorteilhafte Ermüdungseigenschaften: an der Oberfläche wird durch die sehr feste, reibverformte Oberflächenschicht keine Rissinitiierung statt. Unterhalb der Oberfläche ist der lokale Martensitgehalt für eine Rissinitiierung gemäß der zuvor erläuterten, anzunehmenden Schädigungsmechanismen zu niedrig (< 54 Vol-%).

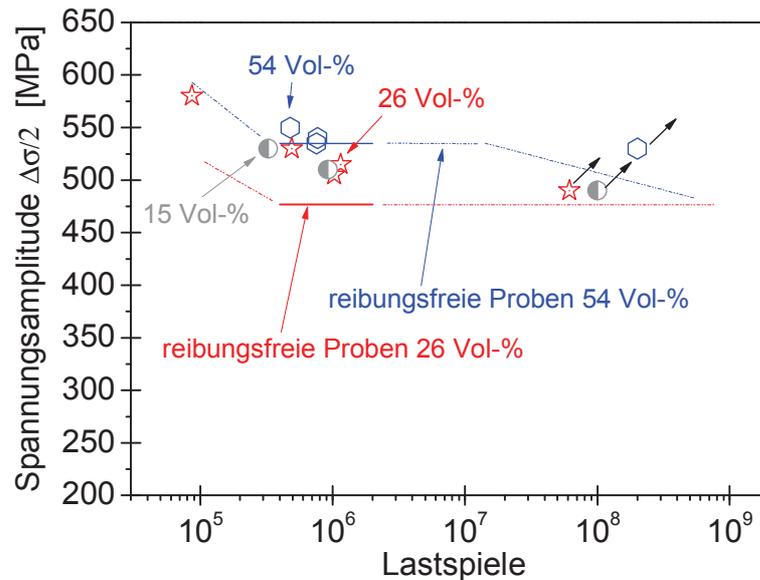


Abb. 4.55: Ergebnisse aus Schwingversuchen reibbehafteter Proben mit 15, 26 und 54 Vol-% globalem, magnetinduktiv gemessenem Martensitanteil, $f \approx 90$ Hz

Die übrigen reibbehafteten Probenzustände (15 und 26 Vol-%) zeigen einen identischen Verlauf des HCF und VHCF-Ermüdungsverhaltens. Im Vergleich zu den Proben ohne Reibungsmartensit bei 26 Vol-% ist die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit leicht erhöht.

Da die beiden Probenzustände mit niedrigen Martensitgehalten (15 und 26 Vol-%) sehr ähnliches Verhalten in Ermüdungsversuchen aufweisen, ist in diesen beiden Zuständen der reibungsbedingte Martensit an der Oberfläche wohl entscheidender für das Ermüdungsverhalten als der globale Martensitgehalt.

Einen ähnlichen Effekt fanden Altenberger et al. (1999). Sie konnten zeigen, dass die LCF- und HCF-Ermüdungseigenschaften von AISI304 durch mechanische Randschichtverfestigung (Kugelstrahlen und Festwalzen) und eine damit einhergehende martensitische Umwandlung verbessert werden können. Sie beobachten nach der Randschichtverfestigung in Oberflächennähe eine Mikrostruktur bestehend aus nanokristallinen Regionen mit hohen Versetzungsdichten in der Austenitphase und martensitischer Umwandlung. Die teilmartensitische Oberflächenschicht reduziert die plastische Dehnungsamplitude in Lastkontrolle gegenüber rein austenitischen Proben deutlich und verlängert die Lebensdauer.

Die von Altenberger et al. erzeugte Oberflächenschicht mit hohem Martensitanteil ist der in der hier vorliegenden Arbeit untersuchten reibbehafteten Oberflächenschicht sehr ähnlich. Beide Schichten weisen starke Verformungen der Austenitphase und hohe martensitische Anteile auf (Abb. 4.56). Dabei ist die martensitische Umwandlung an der Oberfläche einmal durch die dadurch verursachten Druckeigenstressungen vorteilhaft, denn die Druckeigenstressungen verlangsamen Rissinitiierung und -ausbreitung. Andererseits weist die martensitische Phase eine hohe Stabilität während der Ermüdung auf, anders als Versetzungsanordnungen im Austenit, die während der Ermüdung sehr instabil sein können.

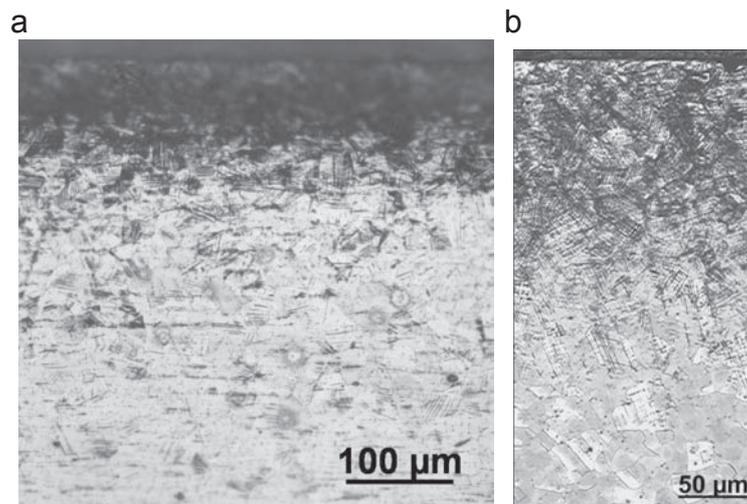


Abb. 4.56: Schifffbilder der oberflächennahen Martensitbildung a) durch Reibung während der U-Einformung, b) durch Festwalzen (Nikitin und Altenberger 2007)

Die Oberflächenverfestigung zeigt aber bei einem Martensitgehalt von 54 Vol-% keine lebensdauererhöhende Wirkung mehr (Abb. 4.55). Die durch die Reibung bedingte martensitische Umwandlung und die dadurch entstehende Verfestigung und Druckeigenspannung sind zu gering um die Ermüdungseigenschaften weiter zu verbessern. Ob es zu einem Abfall der VHCF-Ermüdungsfestigkeit auch bei reibbehafteten 54 Vol-%-Proben kommt, konnte aufgrund der niedrigen verfügbaren Probenanzahl und niedrigen Grenzlastspielzahl nicht abschließend bewertet werden.

4.3.6 Ermüdungsverhalten im zweistufig vorverformten Zustand

Der in der vorliegenden Arbeit betrachtete Umformprozess besteht aus zwei Stufen, deren Verformungsrichtungen im Winkel von 90° zueinander stehen. Gemäß der schon in Kapitel 3.2.2 beschriebenen Herstellprozesse, wurden Ermüdungsproben in zwei Richtungen vorverformt, um den Einfluss einer zweistufigen Vorverformung auf das Ermüdungsverhalten zu charakterisieren. Hier fand die Vorverformung erst in x- und anschließend in y-Richtungen bei Raumtemperatur statt, bis entweder ein Martensitgehalt von 26 oder 54 Vol-% eingestellt war. Anschließend wurden den vorverformten Blechen Ermüdungsproben entnommen (siehe hierzu auch Abb. 3.16). Tabelle 4.4 gibt eine Übersicht über die Verformungsgrade in x- und y-Richtung und die Fließspannung des jeweiligen Probenzustands. Zum Vergleich sind die Werte auch für die einachsige verformten Proben angegeben.

Tabelle 4.4: Zusammenfassung der Verformungsparameter für den ein- und zweistufig vorverformten Zustand

	Martensit	wahre Dehnung $\epsilon_{w,x}$	wahre Dehnung $\epsilon_{w,y}$	Fließspannung [MPa]
einachsige (= einstufig) vorverformt	27 Vol-%	0,14	-	652
	54 Vol-%	0,14	-	752
zweistufig vorverformt	27 Vol-%	0,27	0,15	996
	54 Vol-%	0,27	0,22	1063

Die Proben wurden stärker verformt als die einachsig vorverformten Proben und besitzen eine wesentlich höhere Fließspannung (z.B. 1063 MPa gegenüber 752 MPa bei 54 Vol-%). Eine höhere Fließspannung bei gleichem Martensitanteil wird vor allem durch eine höhere Versetzungsdichte in der Austenitphase verursacht (vgl. Abschnitt 4.1.1). Weiterhin unterscheidet sich auch die Mikrostruktur der ein- und zweistufig vorverformten Proben hinsichtlich der Anordnung der α' -Martensitphase. Abb. 4.57 zeigt eine in Zeilen angeordnete Martensitphase, wie sie im einachsig vorverformten Zustand nicht zu beobachten war (vgl. Abb. 4.41). Die zeilenförmige Anordnung ist bedingt durch die Ausbildung von Seigerungszeilen während der Erstarrung der Schmelze bei der Blechherstellung. Die leicht unterschiedliche Zusammensetzung in den Zeilen führt zu unterschiedlichen Austenitstabilitäten. Dabei ist die zeilenförmige Anordnung hier aber nicht bedingt durch die zweistufige Vorverformung, sondern die hohen Verformungsgrade. Auch bei einachsiger Verformung führen höhere Verformungsgrade zu zeiligem Martensit, sowohl bei längs wie auch bei quer zur Walzrichtung entnommenen Proben.

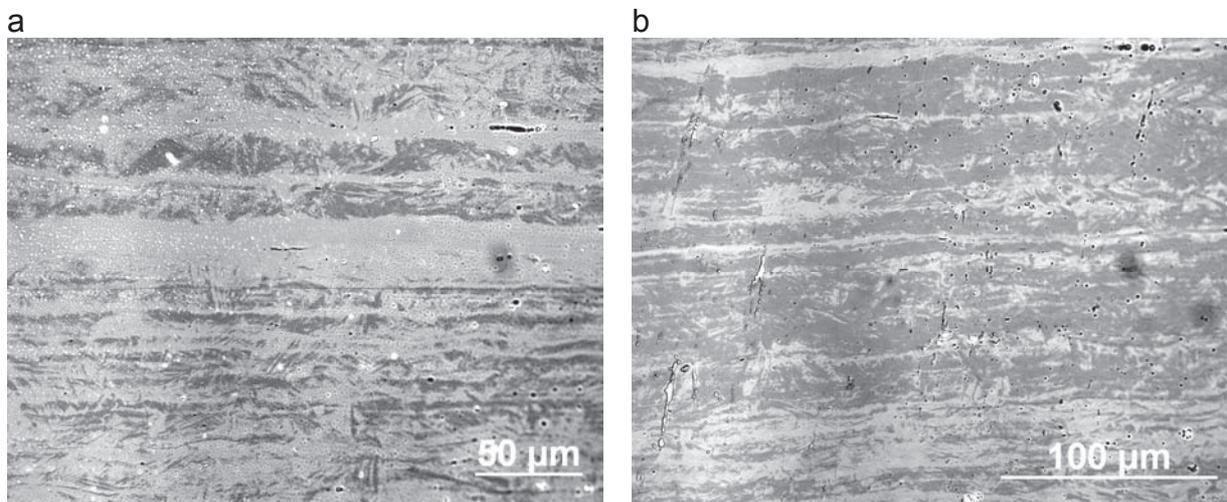


Abb. 4.57: Mikrostruktur der Ermüdungsproben nach zweistufiger Vorverformung a) 26 Vol-% Martensit b) 54 Vol-% Martensit. Dunkle Gebiete sind martensitisch, helle Gebiete austenitisch. Bilder zeigen die Blechmitte.

Es wurde gerade erläutert, dass sich die ein- und zweistufig vorverformten Ermüdungsproben hinsichtlich mechanischer Eigenschaften und Mikrostruktur deutlich voneinander unterscheiden. Umso überraschender ist es, dass sich HCF- und VHCF-Verhalten der ein- und zweistufig vorverformten Proben kaum unterscheiden, wie Abb. 4.58 zeigt. Proben mit 26 Vol-% Martensit versagen weder im ein- noch im zweistufig vorverformten Zustand oberhalb von 10^7 Lastspielen. Beide 26-Vol-%-Zustände besitzen eine identische HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit. Für die 54-Vol-%-Martensit-Proben dagegen kommt es bei beiden Vorverformungszuständen zum Probenversagen im VHCF-Bereich, das zu einer mit der Lastspielzahl abnehmenden VHCF-Ermüdungsfestigkeit führt. Beide zweistufig vorverformten Proben die oberhalb von 10^7 Lastspielen versagten, zeigen eine Rissinitiierung an Einschlüssen. Allerdings liegen die Einschlüsse bei beiden Proben an der Oberfläche (Abb. 4.59) und nicht im Probeninneren. Auch die Proben unterhalb von 10^7 Lastspielen zeigen Versagen an Einschlüssen an der Oberfläche. Hier entsprechen sich HCF- und VHCF-Schädigungsmecha-

nismus. Es findet somit kein Wechsel des Schädigungsortes und -mechanismus statt wie beim einachsig vorverformten Zustand, wo sich die Rissinitiierung ins Probeninnere verschiebt. Durch die geringe Anzahl an Versuchen mit Versagen im VHCF-Bereich kann die Möglichkeit einer Rissinitiierung im Probeninneren bei zweistufiger Verformung nicht ausgeschlossen werden, sie kommt aber mit Sicherheit seltener vor.

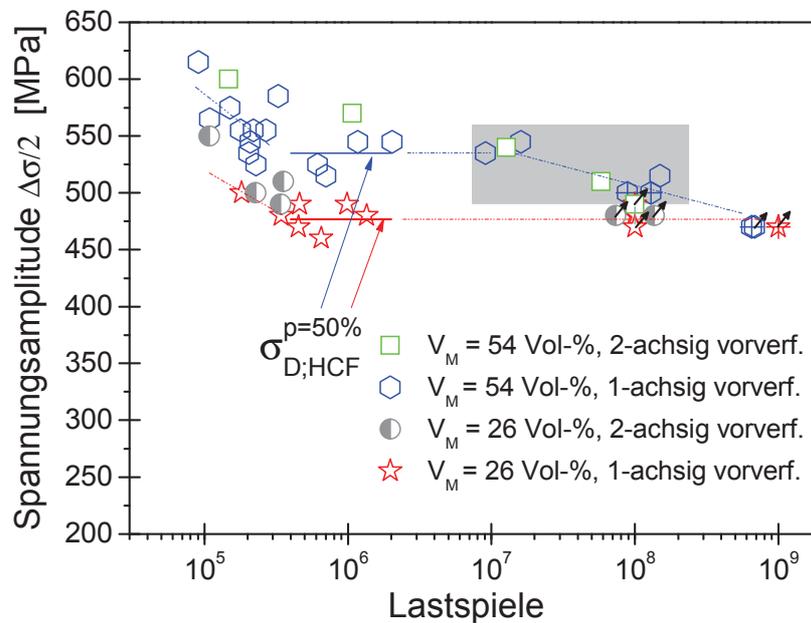


Abb. 4.58: Wöhlerkurve für ein- und zweistufig vorverformte Proben

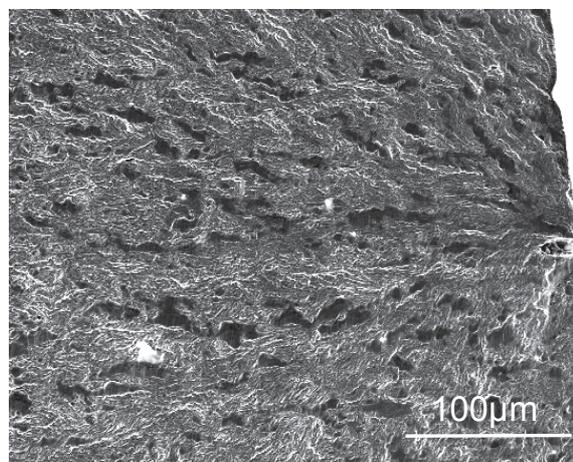


Abb. 4.59: Rissinitiierung am Einschluss einer zweistufig vorverformten Ermüdungsprobe ($N_B=1,27 \cdot 10^7$)

Es soll nun auf mögliche mikrostrukturelle Gründe für die unterschiedlichen Schädigungsmechanismen der beiden 54 Vol-%-Zustände im VHCF-Bereich eingegangen werden. Abb. 4.60a zeigt die Mikrostruktur einer zweistufig vorverformten 54 Vol-%-Ermüdungsprobe vor der Ermüdung. Sofort sichtbar ist die hohe Versetzungsdichte im Austenit. Martensitische Bereiche sind teilweise schwer von den austenitischen Bereichen mit sehr hoher Versetzungsdichte zu unterscheiden. Der Martensit ist meist nicht mehr in Bändern angeordnet, sondern diffus, ohne klare Phasengrenzen. Selten sind noch Martensitbänder zu beobachten (Abb. 4.60b). Die bei der einachsigen Vorverformung vorhandenen Bänder aus Stapelfehlern sind hier genauso wenig zu finden wie Gebiete niedriger Versetzungsdichte im Austenit. Die Ver-

setzungsbewegung findet nicht mehr lokalisiert in Scherbändern statt, wie nach der einachsigen Vorverformung.

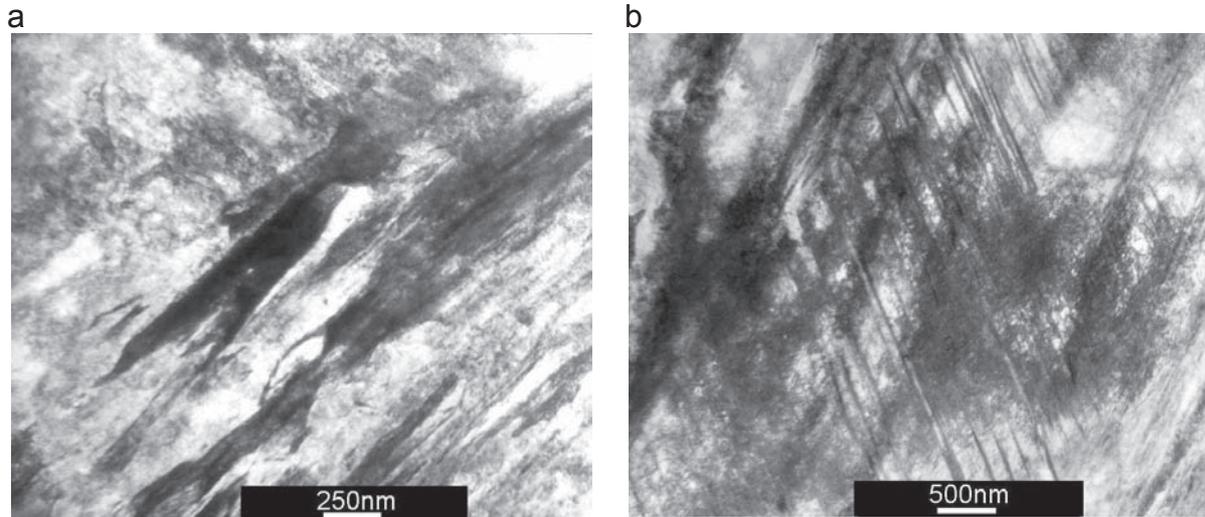


Abb. 4.60: Mikrostruktur einer zweistufig vorverformten Ermüdungsprobe (TEM-Aufnahme) mit 54 Vol-% Martensit a) hohe Versetzungsdichte in der Austenitphase und unregelmäßige Martensitanordnung, b) diffuse Martensitverteilung und einige Martensitbänder

Im zweistufig vorverformten Zustand führt die hohe Versetzungsdichte im Austenit zu einer Abnahme der Duktilität der austenitischen Phase. Die niedrige Duktilität des zweistufig vorverformten Probenzustandes zeigt sich an den ΔT - N -Kurven in Abb. 4.61. Die Temperaturerhöhung ΔT , und damit auch $\Delta \epsilon_{pl}/2$, ist deutlich geringer als im einachsigen vorverformten Zustand (Abb. 4.46). ΔT ist fast konstant während der Versuche; es kommt kaum zur zyklischen Verfestigung, wie sie im einachsigen vorverformten Probenzustand stattfindet. Bei der 26 Vol-%-Probe in Abb. 4.61 ist die Verfestigung (d.h. der Abfall von ΔT) etwas ausgeprägter als bei der 54 Vol-%-Probe.

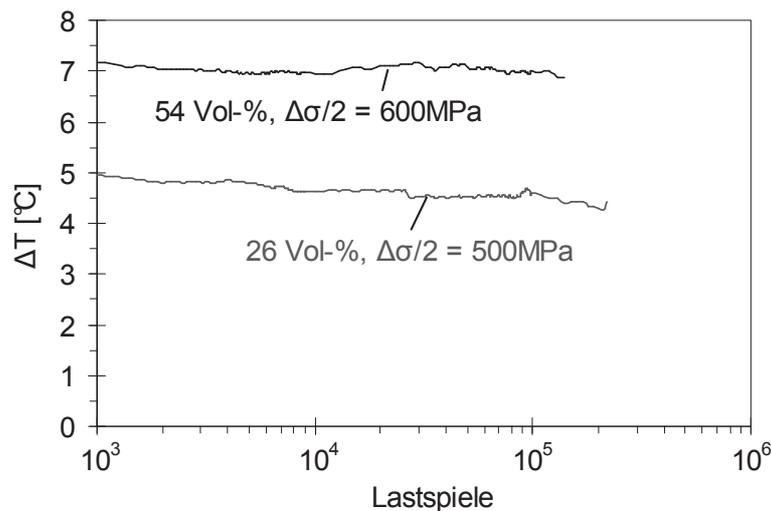


Abb. 4.61: ΔT - N -Kurven des zweistufig vorverformten Zustands ($f \approx 90$ Hz)

Aufgrund der genannten Beobachtungen wird hier der nachfolgend erläuterte Effekt als Ursache dafür vermutet, dass keine Rissinitiierung unterhalb der Oberfläche für zweistufig vorverformte Proben stattfindet:

Die Austenitphase besitzt im zweistufig hergestellten 54-Vol-%-Martensit-Zustand eine so geringe Duktilität, dass wohl lokale Spannungsüberhöhungen an Oberflächeneinschlüssen während der Ermüdung im VHCF-Bereich nicht mehr durch Verformung und Verfestigung der Austenitphase, bzw. verformungsinduzierte Martensitbildung kompensiert werden können. Es können im Bereich des Einschlusses keine Druckeigenstressungen durch die martensitische Umwandlung aufgebaut werden. Die lokale Festigkeit an Einschlüssen kann nicht mehr durch lokale martensitische Umwandlung und Versetzungsmultiplikation gesteigert werden, wenn keine ausreichende plastische Verformung möglich ist. Die Austenitphase besitzt dann eine ähnlich hohe Kerbempfindlichkeit wie die Martensitphase. Aufgrund fehlender lokaler Verfestigung und Martensitbildung werden dann bei sehr hohen Lastspielzahlen an Spannungsüberhöhungen (Einschlüssen) Risse initiiert.

Bei den einachsig vorverformten 54 %-Martensit-Proben kommt es zum Wechsel des Rissinitiationsortes im VHCF-Bereich, weil an der Oberfläche die Spannungsamplitude nicht zur Rissinitiation an Einschlüssen ausreicht. Die Duktilität reicht zur lokalen Verfestigung an Spannungsüberhöhungen aus. Unterhalb der Oberfläche unterstützt aber der FGA-Bildungsmechanismus die Rissinitiation. Im hier betrachteten Zustand reicht allerdings bei den 54 Vol-%-Proben aufgrund der erhöhten Kerbempfindlichkeit die Spannungsamplitude auch für die Rissinitiation an der Oberfläche aus. Wahrscheinlich käme es zur FGA-bedingten Rissinitiation unterhalb der Oberfläche, wenn die Probe nicht zuvor durch Oberflächenrisse versagen würde.

Die Versuche an zweistufig verformten Proben bestätigen die These, dass die (lokale) Kerbempfindlichkeit für das VHCF-Verhalten bestimmend ist und nicht die globale Festigkeit der Probe (Zimmermann et al. 2010, Höppel et al. 2010). Dabei ist die Kerbempfindlichkeit an Einschlüssen von entscheidender Bedeutung. Die Kerbempfindlichkeit wird für diesen Werkstoff bestimmt durch die lokale Duktilität der Austenitphase und den Martensitgehalt. Die Duktilität der Austenitphase ist stark abhängig von der Versetzungsdichte. Eine nähere Betrachtung der beschriebenen Schädigungsmechanismen sind im Diskussionsteil dieser Arbeit zu finden (Abschnitt 5.3.2).

4.4 Bewertung von Verfahren zur Martensitdetektion

Ziel dieser Arbeit ist die Bereitstellung werkstoffwissenschaftlicher Zusammenhänge und Verfahren, die eine online-Regelung des Martensitgehaltes in einem mehrstufigen Blechumformprozess (vgl. Abb. 1.1) ermöglichen, um optimale mechanische Eigenschaften einzustellen. Dafür sind Verfahren zur Martensitdetektion notwendig, um einerseits die Martensitbildung im Umformprozess messen und regeln zu können, und um andererseits werkstoffwissenschaftliche Zusammenhänge zwischen Umformparametern und Mikrostruktur der Martensitbildung aufzudecken.

Die in Kapitel 3.3.3 geschilderten und im Rahmen dieser Arbeit angewendeten Verfahren zur Martensitdetektion und/oder -visualisierung werden nun hinsichtlich ihrer Eignung für verschiedene Einsatzzwecke diskutiert und bewertet. Es wird einerseits bewertet, ob die Verfahren zur Erfassung der Martensitbildung während der Umformung im Zugversuch oder

auch im Blechumformprozess geeignet sind, um eine effektive Regelung der Martensitbildung im Umformprozess zu ermöglichen. Andererseits wird die Eignung der Verfahren zur mikrostrukturellen Charakterisierung der Martensitbildung diskutiert (z.B. Mechanismen, Morphologie und Art der Martensitbildung).

Röntgenographische Phasenanalyse

Die röntgenographische Phasenanalyse besticht durch eine hohe Genauigkeit und Reproduzierbarkeit sowie durch die Möglichkeit α' - und ε -Martensit zu unterscheiden, wobei die Intensität der ε -Martensitpeaks bei den durchgeführten Messungen zu schwach für eine Quantifizierung war. Nachteilig sind die geringe Eindringtiefe, abhängig vom Glanzwinkel nur wenige μm (Faninger und Hartmann 1972), und die daraus folgende Notwendigkeit Bleche im Querschliff zu analysieren, da die Martensitverteilung über dem Querschnitt nicht homogen ist. Das macht einen Einsatz des Verfahrens zur Martensitmessung während der Verformung unmöglich. Eine Weiterverwendung der betreffenden Blechabschnitte für Ermüdungsproben ist nach der Messung nicht mehr möglich, das Verfahren ist also quasi zerstörend. Außerdem nachteilig ist der relativ hohe Schwellenwert, ab der eine Quantifizierung der Martensitphase möglich wird (einige Vol-%). Eine quantitative Bestimmung der Martensitverteilung über der Blechdicke ist durch stufenweises elektrolytisches Abpolieren möglich, aber aufwändig.

Ein Vergleich der röntgenographisch ermittelten Martensitanteile mit den magnetinduktiven Feritscope Messungen zeigt einen linearen Zusammenhang (Abb. 4.62). Das Feritscope unterschätzt den Martensitanteil deutlich, da es anhand von Messdaten der magnetischen Permeabilität von Ferrit kalibriert wurde. Alle magnetinduktiven Messungen des Martensitanteils in dieser Arbeit wurden daher mit dem Korrekturfaktor 1,58 (vgl. Abb. 4.62) multipliziert. Einen ähnlichen linearen Zusammenhang fanden auch schon Talonen et al. (2004).

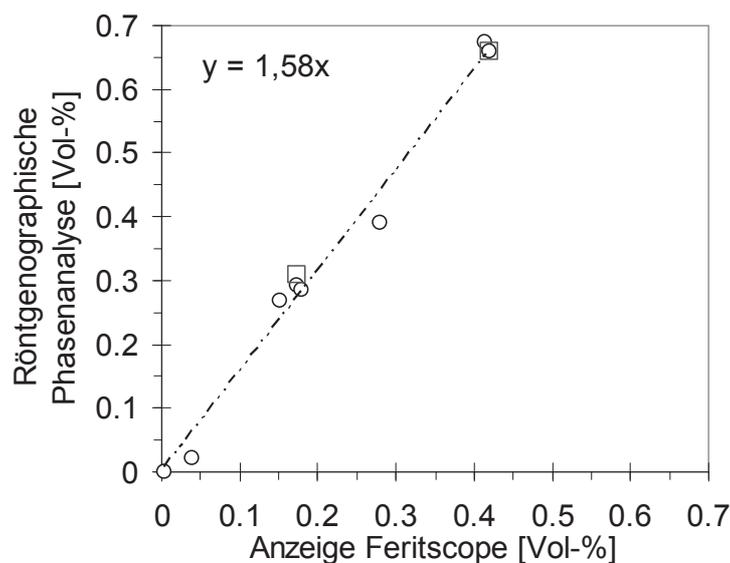


Abb. 4.62: Vergleich röntgenographischer und magnetinduktiver Phasenanalyse. Die Quadrate stellen mittels Rietveld Analyse und Texturkorrektur ermittelte röntgenographische Ergebnisse dar.

Als größter Fehlereinfluss bei der röntgenographischen Phasenanalyse ist für den gegebenen Fall die Probentextur zu sehen. Zwei Vergleichsmessungen mittels Rietveld Analyse und

Texturkorrektur ergaben aber praktisch identische Werte (Quadrate in Abb. 4.62) für den Martensitgehalt.

Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Das EBSD-Verfahren ermöglicht eine Auflösung im Nanometerbereich und damit eine genaue Untersuchung und Abbildung lokaler Martensitbildung inkl. der Orientierungsbeziehungen Austenit-Martensit. Aufgrund des hohen experimentellen Aufwands und des kleinen Messbereichs ist es für eine häufige Messung des globalen Martensitgehaltes eher ungeeignet. Das Verfahren analysiert nur den oberflächennahen Bereich (Eindringtiefe ca. 150 nm) und ist damit praktisch auf zwei Dimensionen beschränkt. Die hohe Genauigkeit nimmt mit zunehmendem Verformungsgrad der Probe ab, da die Qualität der Beugungsbilder (Kikuchi-Pattern) hier deutlich abnimmt und zu Fehlindizierungen führt. Ein Einsatz des Verfahrens zur Messung des Martensitgehaltes während eines Umformprozesses ist aus diversen Gründen unmöglich (Notwendigkeit eines Vakuums, lange Prüfzeit, keine Volumenmessung). Das Verfahren ist für eine Quantifizierung der Martensitverteilung über der Blechdicke gut geeignet, da die gesamte Blechdicke automatisiert abgerastert werden kann und aus den resultierenden digitalen Daten lokale Martensitanteile einfach zu bestimmen sind. Einzelne Autoren konnten auch die ϵ -Martensitphase durch EBSD-Analysen nachweisen (vgl. Glage et al. 2010).

Beschichten durch Kathodenzerstäubung

Die Martensitstruktur wird durch die Interferenzschichten sehr fein abgebildet und lässt auch bei 1000-facher Vergrößerung eine eindeutige Unterscheidung zwischen Austenit und Martensit am Lichtmikroskop zu. Morphologie und Härte der dunkleren Phase zeigen, dass es sich hier vornehmlich um die magnetische α' -Martensitphase handelt. Im Gegensatz zum Farbätzverfahren sind Gleitspuren und ϵ -Martensit nicht sichtbar. Das Verfahren bietet eine gute Reproduzierbarkeit, ist aber zur Anwendung im Produktionsprozess ungeeignet, da es eine Zerstörung der Proben voraussetzt.

Farbätzen

Bei niedrigen Martensitgehalten kann durch die Farbätzung nach Beraha I der Martensit und auch die Körner sehr gut sichtbar gemacht werden. Dabei sind Gleitspuren, ϵ -Martensit und α' -Martensit aber nicht zu unterscheiden, sie sind alle dunkel gefärbt. Bei hohen Martensitgehalten sind die Körner nicht mehr zu erkennen und die dunklen Bereiche bilden große Blöcke. Mikrohärtprüfungen an der dunkel gefärbten Phase zeigten, dass dunkel gefärbte Bereiche bei kleinen Verformungen teils nicht härter als die austenitische (helle) Phase sind und es sich somit nicht um α' -Martensit handeln kann. Es handelt sich dann wahrscheinlich um ϵ -Martensit oder Gleitspuren. Auch Nebel (2002) und Leber et al. (2007) visualisierten diese Gefügebestandteile durch Beraha I-Ätzung.

Die Reproduzierbarkeit des Verfahrens ist mäßig, da kleinste Schwankungen der Randbedingungen beim Ätzen (Probengröße, Ätzzeitpunkt nach Ansetzen der Lösung usw.) zu gro-

ßen Unterschieden in den Ergebnissen führen können. Daher ist eine quantitative Phasenanalyse anhand der Schlibfbilder nicht sinnvoll.

Magnetinduktive Messung

Das magnetinduktive Verfahren anhand des Feritscopes bietet eine schnelle Messung (Messzeit $\ll 1$ s) mit hohen Genauigkeiten (auch bei geringen Martensitgehalten < 2 Vol-%) und sehr guter Reproduzierbarkeit. Die Proben müssen vor der Messung nicht oberflächenbehandelt werden und es wird ein Probenvolumen > 1 mm³ bei jeder Messung erfasst.

Damit ist das Verfahren für die Bestimmung des α' -Volumenanteils im Vergleich mit den anderen untersuchten Verfahren insbesondere dann am besten geeignet, wenn der Martensitanteil während der Verformung bestimmt werden soll. Bei Martensitgehalten über 80 Vol-% kann es zu Fehlern in der Martensitgehaltbestimmung mit dem Feritscope kommen (vgl. Talonen et al. 2004), da es für diesen Bereich werksseitig nicht kalibriert wurde. Für eine Visualisierung und Quantifizierung der Morphologie der martensitischen Phase oder der Verteilung der Phase über der Blechdicke sind andere Verfahren notwendig, hier sind insbesondere EBSD-Analyse und Kathodenzerstäubung geeignet.

Eine Übersicht über die Eignung der diskutierten Verfahren für verschiedene Anwendungen ist in Tabelle 4.5 gegeben.

Tabelle 4.5: Eignung der verwendeten Verfahren zur Untersuchung der martensitischen Phase für verschiedene Anwendungsfälle.

	Anwendbarkeit im Produktionsprozess	Quantitative Bestimmung des Martensitanteils	Quantitative Bestimmung der Martensitverteilung über der Blechdicke	Reproduzierbarkeit	Visualisierbarkeit der α' -Morphologie	Unterscheidbarkeit von ε - und α' -Martensit
Röntgen-diffraktometrie	-	++	+	++	-	+
EBSD-Analyse	--	+	++	++	++	-
Farbätzen	--	-	-	-	+	-
Beschichten durch Kathodenzerstäubung	--	+	+	+	++	--
Magnetinduktive Permeabilitätsmessung	++	++	--	++	--	--

-- ungeeignet
 - bedingt geeignet
 + geeignet
 ++ gut geeignet

5. Zusammenfassende Diskussion

5.1 Martensitbildung in der Blechumformung

Es werden nun die wesentlichen Erkenntnisse dieser Arbeit bezüglich der analytischen und mikrostrukturellen Beschreibung der Martensitbildung in Blechumformprozessen zusammenfassend diskutiert, um eine werkstoffbasierte online-Regelung der monotonen und zyklischen Festigkeit zu ermöglichen.

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimente und mikroskopischen Untersuchungen heben die große Bedeutung der Bildung von Martensitnukleationsstellen für die Nutzung der Martensitbildung in mehrstufigen Umformprozessen hervor. TEM-Untersuchungen zeigen, dass Scherbandkreuzungen potentielle Martensitnukleationsstellen sind (Abb. 4.2), aber auch Versetzungen, die sich bei einem Temperaturabfall (z.B. ein Abkühlen vor dem nächsten Umformschritt) aufgrund der dann niedrigeren Stapelfehlerenergie aufspalten und so eine Vielzahl neuer Scherbänder bilden, die als Nukleationsstellen dienen können (Spencer et al. 2009a). Hohe Versetzungsdichten und Scherbandvolumina in Verbindung mit einem Temperaturabfall führen zu einem sprunghaften Anstieg der Martensitbildungsrate, die bei mehrstufigen Umformprozessen beachtet werden muss (Abb. 4.1b).

Für eine anwendungsbezogene Modellierung der Martensitbildung in Blechumformprozessen sind die Temperatur T und das Scherbandvolumen V_{SB} die entscheidenden Größen, die die Martensitbildungsrate bestimmen.

Die in dieser Arbeit verwendete Weiterentwicklung des klassischen Modells von Olson und Cohen (1975) erlaubt die Berechnung der Martensitbildung aus den Größen T , V_{SB} und V_M sowohl bei ein-, als auch bei zweistufiger Verformung mit um 90° verschobenen Verformungsrichtungen. Modell und Versuchsdaten zeigen die Notwendigkeit der Temperaturregelung oder zumindest Temperaturerfassung im Umformprozess für eine exakte online-Regelung des Martensitgehaltes. Außerdem kann die Qualität der Vorhersage des Endmartensitgehaltes während der Umformung durch eine magnetinduktive online-Messung von V_M erhöht werden.

Bei einem Wechsel der Verformungsrichtung um 90° sinkt die Martensitbildungsrate deutlich ab, weil die in x-Richtung entstandenen Scherbandkreuzungen teilweise in y-Richtung in Körnern und auf Gleitsystemen mit geringer lokaler Schubspannung liegen und deshalb die mechanische Energie zur Umwandlung dort nicht ausreichend ist. Auch hier wird wiederum die Bedeutung der Scherbandbildung deutlich.

Das verwendete Modell kann die Versuchsdaten bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten auch bei Richtungswechseln sinnvoll abbilden, wenn der Richtungswechsel durch eine Korrekturfunktion ψ für V_M und V_{SB} berücksichtigt wird. Es ermöglicht eine schnelle Berechnung der Martensitbildungsrate in FE-Simulationen oder in einer online-Regelung. Nachteilig sind notwendige Anpassungen von fünf Modellparametern an die jeweilige Werk-

stoffcharge, um die Scherbandbildungsrate α und die Umwandlungswahrscheinlichkeit einer Scherbandkreuzung p zu bestimmen. Wünschenswert wäre hier eine direkte Bestimmung von $\alpha(T)$ aus der Stapelfehlerenergie, bzw. der Legierungszusammensetzung aufgrund physikalischer Zusammenhänge. Solche analytischen Zusammenhänge sind jedoch zurzeit nicht vorhanden. Ebenfalls wünschenswert und realistischer scheint eine Bestimmung von $p(T)$ aus der Gibbsschen freien Enthalpie, die anhand einer thermodynamischen Berechnungssoftware (z.B. FactSage®) ermittelt werden könnte.

5.2 Verformungsverhalten in der Blechumformung

Für die gezielte Einstellung der monotonen Festigkeit in Blechumformprozessen durch die online-Regelung des Martensitvolumenanteils müssen analytische Zusammenhänge zwischen Martensitvolumenanteil und monotoner Festigkeit (bei ein- und zweistufiger Verformung) bekannt sein. Es wird nun der Verformungsmechanismus diskutiert, der die festigkeitssteigernde Wirkung der Martensitphase begründet, genauso wie wesentliche Erkenntnisse zur Modellierung dieses Mechanismus.

Verformungsmechanismus

Die experimentellen Ergebnisse und die modellmäßige Beschreibung legen folgenden Verformungsmechanismus nahe: Bei kleinen Dehnungen ist die Festigkeit der Martensitphase deutlich größer als die der Austenitphase (Abb. 4.6). Die Martensitphase wird daher kaum plastisch verformt. Die Martensitpartikel behindern aber die Versetzungsbewegung im Austenit durch eine Verkürzung der mittleren freien Versetzungsweite nach Abb. 2.14, da sie von Versetzungen nicht durchlaufen werden können. Die Festigkeit der Martensitphase hat hier keinen direkten Einfluss auf die makroskopische Festigkeit. Bei hohen Dehnungen (z.B. 40 % bei 0 °C) ist die Versetzungsdichte in der Austenitphase so hoch, dass sich beide Phasen bezüglich der Festigkeit nur noch wenig unterscheiden (vgl. Abb. 4.6). Es findet plastische Verformung in beiden Phasen statt, aber die Verfestigung in der martensitischen Phase ist gering.

Als Grenzwert für die plastische Verformung der Martensitphase legen die Verfestigungskurven (Abb. 4.4) einen Wert von 30 Vol-% nahe, bei dem es zu einem Wendepunkt in der Verfestigungsrate kommt. Ab diesem Martensitgehalt bildet die Martensitphase ein geschlossenes Netzwerk (Talonon 2007), das eine plastische Verformung der Martensitphase unumgänglich macht. Trotzdem stehen weiterhin die makroskopische Festigkeit im Zugversuch und die Versetzungsdichte im Austenit in direktem Zusammenhang, was Abb. 4.5 bestätigt. Die Martensitbildung trägt durch zusätzliche Phasengrenzen weiter zur Verfestigung der austenitischen Phase bei: Der Festigkeitsunterschied zwischen beiden Phasen nimmt ab.

Dass bei hohen Martensitgehalten plastische Verformung in der Martensitphase stattfindet, lässt sich durch in-situ-TEM-Verformung und in-situ-Neutronenbeugung im Zugversuch nachweisen (Spencer et al. 2009a+b). Da der Festigkeitsunterschied zwischen der Austenit- und der Martensitphase mit dem Kohlenstoffgehalt steigt (Angel 1954), werden hohe Kohlenstoffgehalte die plastische Verformung in der Martensitphase reduzieren.

Modellierung des Verformungsverhaltens

Der Verfestigungseffekt durch die Martensitbildung kann auf zwei Faktoren zurückgeführt werden (Huang et al. 1989):

1. Der Einfluss der Martensitbildung auf die Versetzungsdichte in der Austenitphase.
2. Der direkte Einfluss der Martensitphase auf die mechanischen Eigenschaften des Phasengemisches durch eine höhere Steifigkeit und Festigkeit.

Der in dieser Arbeit verwendete Ansatz zur Beschreibung der monotonen mechanischen Eigenschaften geht von einer Dominanz des ersten Faktors aus und nimmt einen direkten Zusammenhang zwischen der Fließspannung und der Versetzungsdichte an (vgl. Gl. 4.6), der durch röntgenographische Messungen der Versetzungsdichte bestätigt werden konnte. Weiterhin wird diese Annahme durch ausführliche TEM-Untersuchungen von Lee et al. (2010) unterstützt. Sie stellen nach einer quantitativen Analyse von Versetzungsdichte, Zwillingsdichte und Martensitbildung bei verschiedenen Umformgraden fest, dass die Versetzungsdichte den dominanten Effekt auf die Fließspannung hat. Auch sie weisen einen linearen Zusammenhang zwischen Fließspannung und Wurzel der Versetzungsdichte nach.

Im hier verwendeten Ansatz wird die Versetzungsdichte wiederum bestimmt durch die mittlere freie Versetzungsweite, die durch die Martensitbildung stark verkürzt wird. Verschiedene Autoren stellten schon einen Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften von austenitischem Stahl und der durch Martensitbildung begrenzten mittleren freien Versetzungsweite her. Byun et al. (2004) führen die starke Verfestigung von austenitischem Edelstahl während der Martensitbildung auf die Hinderniswirkung von Martensitlatten und Scherbändern zurück, die praktisch zu einer Kornverfeinerung führten und einen Aufstau aufgespaltener Partialversetzungen verursachten. Grundlage für diese Annahmen waren TEM-Untersuchungen. Ähnliches beobachten Eckstein und Guimaraes (1984). Sie weisen einen direkten Zusammenhang zwischen Fließgrenze und Abstand der Martensitlatten in einer FeNi-Legierung nach.

Die Ergebnisse dieser Arbeit bestätigen auf zweierlei Weise, dass der Einfluss der Martensitbildung auf die Versetzungsdichte der Austenitphase der bezüglich der Fließspannung dominante Effekt ist: Einerseits weil das hier verwendete modifizierte Modell nach Perlade et al. (2003) nur diesen Effekt betrachtet und die Versuchsdaten gut wiedergeben kann. Andererseits bestätigt der festgestellte lineare Zusammenhang zwischen Fließspannung und Wurzel der Versetzungsdichte die Dominanz dieses Einflusses bis zu einem Martensitgehalt von 55 Vol-%. Bei noch höheren Martensitgehalten ist die Vernachlässigung des direkten Einflusses der Martensitphase sicherlich zweifelhaft. Da sich dann die mechanischen Eigenschaften der beiden Phasen aber kaum noch unterscheiden, kommt das hier verwendete Modell selbst bei hohen Martensitgehalten zu akzeptablen Ergebnissen.

Ein spezieller, direkter Einfluss der Martensitbildung ist allerdings nicht vernachlässigbar: Bei sehr hohen Martensitbildungsraten kommt es zu einem Entfestigungseffekt aufgrund der

Formänderung (Volumenexpansion, Scherung) der Martensitphase während der Umwandlung (,Umwandlungsplastizität'), der dann im Modell berücksichtigt werden muss.

Für den hier betrachteten Blechumformprozess sind Martensitgehalte oberhalb von 55 Vol-% nicht erwünscht (schlechtes Ermüdungsverhalten, Gefahr von delayed cracking). In dem hier relevanten Bereich sind daher die Modellannahmen sinnvoll und auch die Umwandlungsplastizität ist gering.

Zweistufige Verformung

Experimentelle Ergebnisse zeigen, dass der Verfestigungseffekt von α' -Martensit durch einen 90°-Wechsel der Umformrichtung deutlich abnimmt. Eine Modellierung des Verformungsverhaltens nach dem Richtungswechsel kommt sogar dann zu den besten Ergebnissen, wenn die Martensitbildung in y-Richtung vollkommen vernachlässigt wird. Abb. 5.1 zeigt die Verfestigungsrate einer einachsigen Zugprobe sowie einer zweistufig verformten Zugprobe nach dem Richtungswechsel. Es wird deutlich, dass durch den Richtungswechsel die Verfestigungsrate deutlich absinkt. Nach dem Richtungswechsel hat die Martensitbildung also weniger verfestigende Wirkung. Das liegt wohl darin begründet, dass sich Martensit verstärkt an Scherbandkreuzungen bildet, die während der ersten Umformstufe entstanden sind. Während des Richtungswechsels ist die Probe abgekühlt und deshalb die chemische Triebkraft zur Umwandlung an diesen Kreuzungspunkten höher. Diese Scherbandkreuzungen liegen aber oft in Körnern und auf Gleitsystemen, die in y-Richtung wenig belastet sind und deshalb wenig zur makroskopischen Verfestigung beitragen. In den in y-Richtung stark belasteten Körnern ist der Martensitgehalt dagegen gering, die mittlere freie Versetzungsweite deshalb groß (vgl. Abb. 2.14) und die Verfestigung (d.h. die Zunahme der Versetzungsdichte) gering (vgl. Gl. 2.26). Mit zunehmender Dehnung trägt der Martensit auch zunehmend wieder zur Verfestigung bei, weil er verstärkt an Scherbändern gebildet wird, die bei Verformung in y-Richtung entstanden sind und deshalb die Verformung in y-Richtung auch mehr behindern. Dieses Verhalten bestätigt die Annahmen, dass nicht der Martensitgehalt direkt, sondern die mittlere freie Versetzungsweite im Austenit die Festigkeit bestimmt. Der Mechanismus ist allerdings zu komplex um vom verwendeten Modell wiedergegeben werden zu können. Das Modell erzielt aber akzeptable Ergebnisse unter der Annahme, dass die Martensitbildung keine verfestigende Wirkung in y-Richtung besitzt (Abb. 4.15+16)

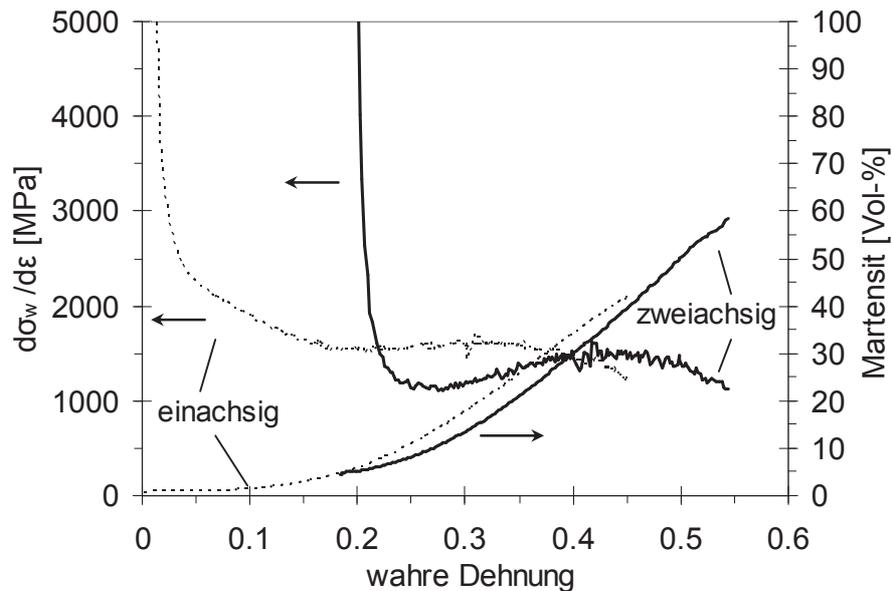


Abb. 5.1: Martensitbildung und Verfestigungsrate $d\sigma_w/d\varepsilon$ in einem einachsigen und einem zweistufigen RT-Zugversuch (0,05 %/s)

Das hier vorgestellte Modell ermöglicht eine schnelle und mikrostrukturbasierte Vorhersage der mechanischen Eigenschaften in Blechumformprozessen mit nur einem Fittingparameter, der die Hinderniswirkung der Versetzungen beschreibt. Für eine Modellierung des Verformungsverhaltens in realen (mehrstufigen) Umformprozessen musste das verwendete Modell nach Perlade et al. durch eine Temperaturabhängigkeit der Fließspannung, eine Dehnratenabhängigkeit der Fließspannung und einen Richtungseffekt ergänzt werden.

5.3 Einfluss der Martensitbildung auf das HCF- und VHCF-Ermüdungsverhalten

Im Rahmen dieser Arbeit wurde festgestellt, dass die Martensitbildung das HCF- und VHCF-Ermüdungsverhalten auf verschiedenen Ebenen durch unterschiedliche Mechanismen beeinflusst, über die nun ein Überblick gegeben werden soll. Ein Verständnis dieser Mechanismen ermöglicht schließlich eine Optimierung der zyklischen Beanspruchbarkeit durch eine online-Regelung des Martensitgehaltes im Umformprozess.

Grundsätzlich kann die Ermüdungsfestigkeit einerseits durch eine Martensitbildung während einer monotonen Vorverformung gesteigert werden. Auch die Nutzung einer zyklischen Vorverformung ist möglich (vgl. Maier et al. 1989), ist aber für die Nutzung der Martensitbildung in Blechumformprozessen ungeeignet. Andererseits kann eine Martensitbildung während der Ermüdung die zyklische Festigkeit steigern.

Martensitbildung durch Vorverformung. Durch eine Vorverformung bei tiefen Temperaturen können gezielt Martensitgehalte eingestellt werden, die zur Steigerung der Ermüdungsfestigkeit führen. Die positive Wirkung des Martensits auf die Ermüdungsfestigkeit wird durch die höhere Festigkeit der Martensitphase verursacht. Der positive Effekt der Martensitbildung kann durch andere, negative Effekte überlagert werden, wie später erläutert werden wird.

Martensitbildung während der Ermüdung (zyklischer TRIP-Effekt). Der Begriff „TRIP-Effekt“ ist weit verbreitet und fasst sehr verschiedene positive Effekte der Martensitbildung auf das monotone Verformungsverhalten zusammen (Tsuchida und Tomota 2000, Han et al. 2008). In Anlehnung an diesen Begriff werden hier lebensdauerverlängernde Effekte der verformungsinduzierten Martensitbildung während der Ermüdung unter dem Begriff ‚zyklischer TRIP-Effekt‘ zusammengefasst. Abb. 5.2 zeigt drei Ebenen, auf denen die Martensitbildung während der Ermüdung einen lebensdauerverlängernden Einfluss ausübt:

a. Versetzungsebene: Schon makroskopisch geringfügige Martensitbildung kann die Versetzungsbewegung erschweren oder verhindern, weil sich der Martensit in Bereichen starker Versetzungsaktivität bildet (vgl. Abb. 4.24). Die Probe verfestigt.

b. Rissinitiierungsebene: Die Martensitbildung verhindert die Rissinitiierung durch lokale Martensitbildung an Spannungskonzentratoren (z.B. Einschlüsse, Mikrokerben) oder in Bereichen starker Plastizität (Gleitbänder an der Oberfläche). Die Martensitbildung führt zu höherer Festigkeit im Bereich der Spannungskonzentration und zu Druckeigenstressungen aufgrund der Volumenexpansion bei der Umwandlung.

c. Rissausbreitungsebene: Bei kleinen und mittleren ΔK -Werten kann Martensitbildung die Rissausbreitungsgeschwindigkeit vermindern oder den Riss stoppen, weil Druckeigenstressungen die Zugspannung in der plastischen Zone reduzieren und zu Riss schließen führen können (Pineau und Pelloux 1974, Roth et al. 2010).

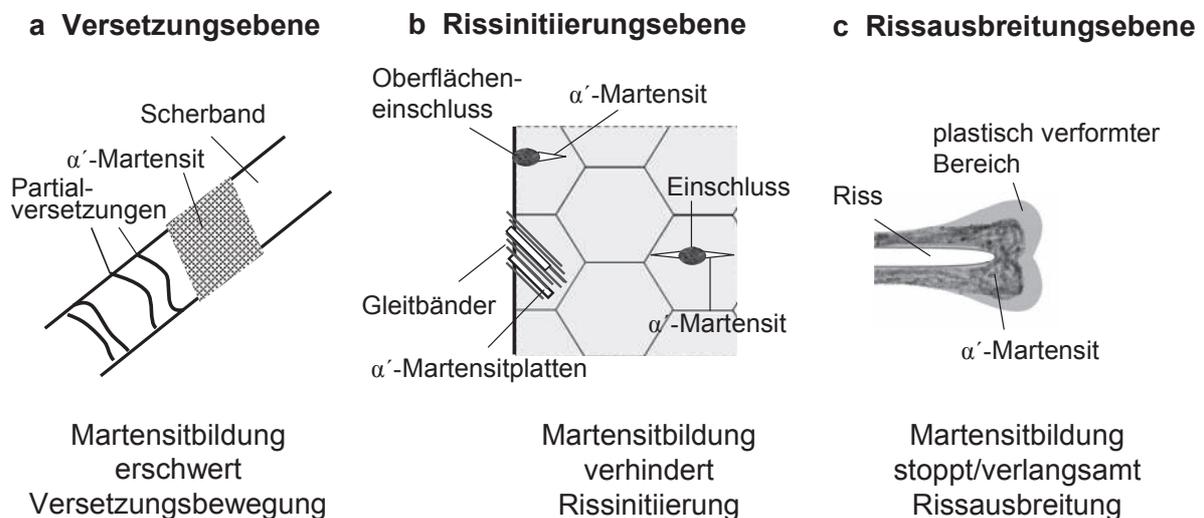


Abb. 5.2: Ebenen des zyklischen TRIP-Effektes

Anhand dieser Unterscheidungen wird nun der Einfluss von Martensit auf die HCF und VHCF-Eigenschaften von austenitischem Edelstahl diskutiert.

5.3.1 Unverformter Zustand

Im unverformten Zustand führt der zyklische TRIP-Effekt auf Versetzungsebene (vgl. Abb. 5.2 links) zu erschwerten Versetzungsbewegungen vor allem in und an Scherbändern, was anhand von TEM-Untersuchungen belegt werden kann (Abb. 4.24). Dieser Effekt unterstützt

die Verfestigung im HCF-Bereich, durch die die plastische Dehnungsamplitude soweit absinkt, dass es nicht zum Probenversagen im VHCF-Bereich kommt. Weiterhin erschwert der zyklische TRIP-Effekt auf Rissinitiierungsebene eine Rissinitiierung an Gleitbändern an der Oberfläche: In Bereichen starker Gleitbandbildung kommt es zur Verfestigung durch die Bildung von Martensitnadeln an der Oberfläche.

Aufgrund des zyklischen TRIP-Effektes und der starken Verfestigungsneigung des Werkstoffs konnten an Durchläufern keine Mikrorisse gefunden werden, möglicherweise trotzdem vorhandene Mikrorisse sind offenbar nicht wachstumsfähig. Die fehlende Rissinitiierung, bzw. Mikrorissausbreitung an Durchläufern lässt darauf schließen, dass sich die notwendige Spannungsamplitude für Rissinitiierung, Kurzrissausbreitung und die Schwell-Spannungsamplitude zur Langrissausbreitung für metastabile austenitische Edelstähle nahezu entsprechen (≈ 250 MPa für diesen Werkstoff). Auch Bowe et al. (1988) kommen nach Rissausbreitungsversuchen zu dem Ergebnis, dass die Amplitude zur Ausbreitung von eventuell vorhandenen Mikrorissen bei metastabilen austenitischen Stählen sehr hoch ist. Auf der Rissausbreitungsebene (vgl. Abb. 5.2 rechts) hat der zyklische TRIP-Effekt für das VHCF-Verhalten im unverformten Zustand keine Bedeutung, weil hier keine Rissausbreitung beobachtet wurde.

Die Rissinitiierung im HCF-Bereich ($N < 10^6$) findet teilweise an Einschlüssen statt, teilweise lässt sich an der Bruchfläche keine Rissinitiierungsursache mehr erkennen. Eine gelegentliche Rissinitiierung an Einschlüssen an einem metastabilen Austeniten im HCF-Bereich stellte auch Bassler (1998) fest. Roth et al. (2010) konnten nachweisen, dass die Rissinitiierung bei metastabilem austenitischem Edelstahl zu 70 % an Zwillingskorn Grenzen stattfindet, weil dort hohe Anisotropiespannungen die Rissinitiierung erleichtern. Es ist somit wahrscheinlich, dass die Risse, die nicht an Einschlüssen initiiert wurden, meist an Zwillingskorn Grenzen ihren Ursprung hatten. Dass nicht alle Risse an Einschlüssen initiiert wurden, zeigt, dass die Spannungsüberhöhungen an Einschlüssen teilweise durch Martensitbildung und Verfestigung abgebaut werden können.

Der zyklische TRIP-Effekt führt durch seine verfestigende Wirkung und die Verhinderung von Rissinitiierung an Spannungsüberhöhungen zu einer identischen HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit, weil die globale und auch lokale plastische Dehnungsamplitude im HCF- und VHCF-Bereich durch die Martensitbildung stark reduziert wird. Metastabiler austenitischer Edelstahl *im unverformten Zustand* ist daher für Anwendungen mit zyklischer Beanspruchung im VHCF-Bereich gut geeignet, weil er unter der (sonst oft falschen) Annahme einer konstanten Dauerfestigkeit bei der Bauteilauslegung im VHCF-Bereich nicht versagt.

Hier muss aber betont werden, dass bei einem Werkstoff mit geringerer Verfestigung aufgrund fehlender Martensitbildung (d.h. bei einer höheren Austenitstabilität) ein Versagen unterhalb der hier festgestellten VHCF-Ermüdungsfestigkeit wahrscheinlich ist und auch schon von De Backer et al. (2001) beobachtet wurde. Die Dehnungsamplituden im Bereich $N > 10^6$ sind dann deutlich höher als die hier gemessenen. Anhand des in Abb. 4.26 geschilderten LSV konnte ein sehr niedriger Schwellenwert für lokale plastische Verformung in Gleitbändern von 86 MPa (ca. 34 % der VHCF-Ermüdungsfestigkeit) nachgewiesen werden. Grund

dafür ist wohl die in kfz-Werkstoffen geringe Gitterreibung (Peierls-Kraft) und die geringe Stapelfehlerenergie, die bei einem lokalen Fehlen anderer Hindernisse für die Versetzungsbewegung schon bei niedrigen Amplituden die Versetzungsaufspaltung und -bewegung ermöglicht. Wird die zyklische Verfestigung weitgehend unterdrückt, z.B. durch fehlende Martensitbildung bei stabilen Austeniten, könnten höchstwahrscheinlich Spannungsamplituden in der Größenordnung von 86 MPa zu kumulierten plastischen Dehnungen im VHCF-Bereich führen, die für ein Probenversagen ausreichend sind.

Im unverformten Zustand muss metastabiler austenitischer Edelstahl im von Mughrabi (2006, 2010) vorgeschlagenen Konzept dem Werkstofftyp I zugeordnet werden, weil er duktiles Verhalten aufweist und es zu keiner Rissinitiierung im Probeninneren kommt.

5.3.2 Vorverformter Zustand

Dieser Abschnitt diskutiert die Einflüsse verschiedener in einem Blechumformprozess entstandener Martensitgehalte auf die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit. Dabei kann die Auswirkung der Martensitbildung auf die zyklische Festigkeit stark abhängig von den Randbedingungen der zyklischen Verformung sein (z.B. Temperatur, Prüffrequenz usw.). Ziel ist die Bestimmung eines für den HCF- und VHCF-Bereich optimalen Martensitanteils.

Einfluss des Martensits auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit

Die Abb. 4.39 fasst die Ergebnisse der Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit in LSV in Abhängigkeit vom Martensitgehalt, eingestellt durch monotone Vorverformung, zusammen. Aus den Ergebnissen in Abb. 4.39 ergeben sich die wesentlichen Einflussgrößen auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit vorverformter Proben, deren Zusammenwirken in Abb. 5.3 dargestellt ist.

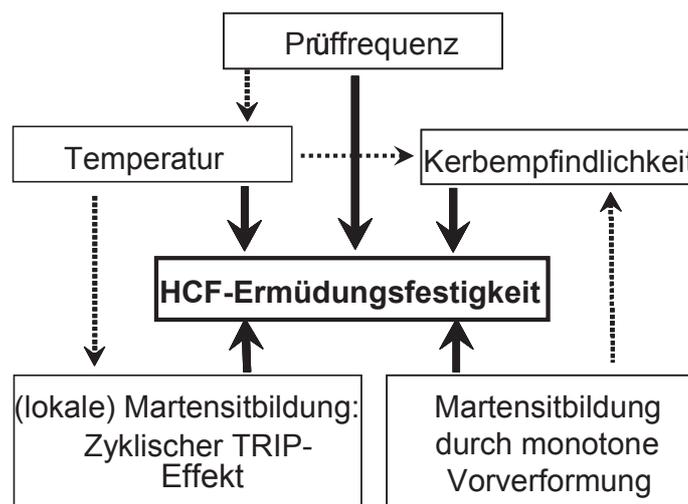


Abb. 5.3: Wesentliche Einflussgrößen auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit von vorverformten, teilmartensitischen Edelstahlproben

Temperatureinfluss: Vergleicht man die Kurven in Abb. 4.39 für den gekühlten und den ungekühlten elektrolytisch polierten Zustand, wird deutlich, dass die HCF-Ermüdungsfestigkeit ohne Kühlung erheblich niedriger ist. Das hat zwei Gründe: Zum einen beeinflusst die

Temperatur direkt die HCF-Ermüdungsfestigkeit, weil durch eine erhöhte Temperatur plastische Verformung erleichtert wird. Andererseits nimmt die Verfestigung durch den zyklischen TRIP-Effekt auf Versetzungs- und Rissinitiierungsebene ab, weil steigende Temperaturen die Martensitbildung erschweren. Der lokale plastische Verformungsanteil an Spannungsüberhöhungen wird nicht mehr durch den zyklischen TRIP-Effekt gesenkt und Spannungskonzentratoren gewinnen an Bedeutung. Da die Prüffrequenz über die Höhe der Eigenerwärmung entscheidet, hat die Prüffrequenz einen indirekten Einfluss auf die HCF-Ermüdungsfestigkeit.

Kerbempfindlichkeit: Für Proben mit einer glatten Oberfläche (elektrolytisch poliert) steigt die HCF-Ermüdungsfestigkeit stetig mit dem Martensitgehalt an. Bei Proben mit rauher Oberfläche (durch Mikrokerben) steigt die Ermüdungsfestigkeit erst an, sinkt aber oberhalb von ca. 30 Vol-% Martensit wieder ab. Grund dafür ist eine steigende Kerbempfindlichkeit mit steigendem Martensitgehalt (Topic et al. 2007), die den positiven Effekt des Martensits überlagert. Die Kerbempfindlichkeit ist wiederum temperaturabhängig, weil je nach Temperatur die Martensitbildung an Kerben die Rissinitiierung verhindert oder auch keine Martensitbildung möglich ist. Topic et al. (2007) stellen in bestimmten Werkstoffzuständen sogar eine höhere HCF-Ermüdungsfestigkeit an Proben mit makroskopischen Kerben im Vergleich zu ungekerbten Proben aufgrund der Martensitbildung fest.

Prüffrequenz: Grundsätzlich weist der untersuchte Werkstoff eine nicht zu vernachlässigende Dehnratensensitivität auf (vgl. Kapitel 4.3.2). Steigende Prüffrequenzen führen zu abnehmenden Werten für $\Delta\epsilon_{pl}/2$ und zu höheren Werten für die HCF-Dauerfestigkeit, wenn im Ermüdungsversuch signifikante plastische Dehnungsamplituden erreicht werden. Der Frequenzeffekt wird an späterer Stelle erneut aufgegriffen.

Da Blechformteile nach der Blechumformung immer eine aufgeraute Oberfläche besitzen (durch Werkzeugkontakt sowie verformungsbedingte Aufrauungen) und auch Temperaturerhöhungen von einigen 10 °C bei Blechteilen im Automobil realistisch sind, sollte der Martensitgehalt in Blechformteilen 30 Vol-% Martensit nicht übersteigen. Auch Topic et al. (2007) zeigen, dass bei hohen Martensitgehalten und Dehnungen schon die verformungsbedingte Oberflächenaufrauung zum Absinken der Ermüdungsfestigkeit führt.

Einfluss des Martensits auf das VHCF-Verhalten

Die VHCF-Ermüdungsfestigkeit entspricht bis zu einem Martensitgehalt von 26 Vol-% der HCF-Ermüdungsfestigkeit und ist über der Lastspielzahl konstant. Die klassische Annahme einer lastspielzahlunabhängigen Dauerfestigkeit oberhalb von $2 \cdot 10^6$ Zyklen ist hier (zumindest bis 10^9 Zyklen) zutreffend. Die vorhandene Oberflächenaufrauung führt zu keiner feststellbaren Rissinitiierung, da eine hohe Duktilität und lokale Martensitbildung (zyklischer TRIP-Effekt) die Rissinitiierung erschweren. Die Rissbildung an Einschlüssen im Probeninneren kann nicht ausgeschlossen werden, führt aber nicht zum Probenversagen. Bei einem Martensitgehalt von 54 Vol-% kommt es dagegen zu Rissbildung und -fortschritt im Probeninneren und als Folge zum Abfall der VHCF-Ermüdungsfestigkeit mit der Lastspielzahl. Der Mechanismus, der den Wechsel der Schädigung ins Probeninnere verursacht, soll nun anhand von Abb. 5.4 diskutiert werden.

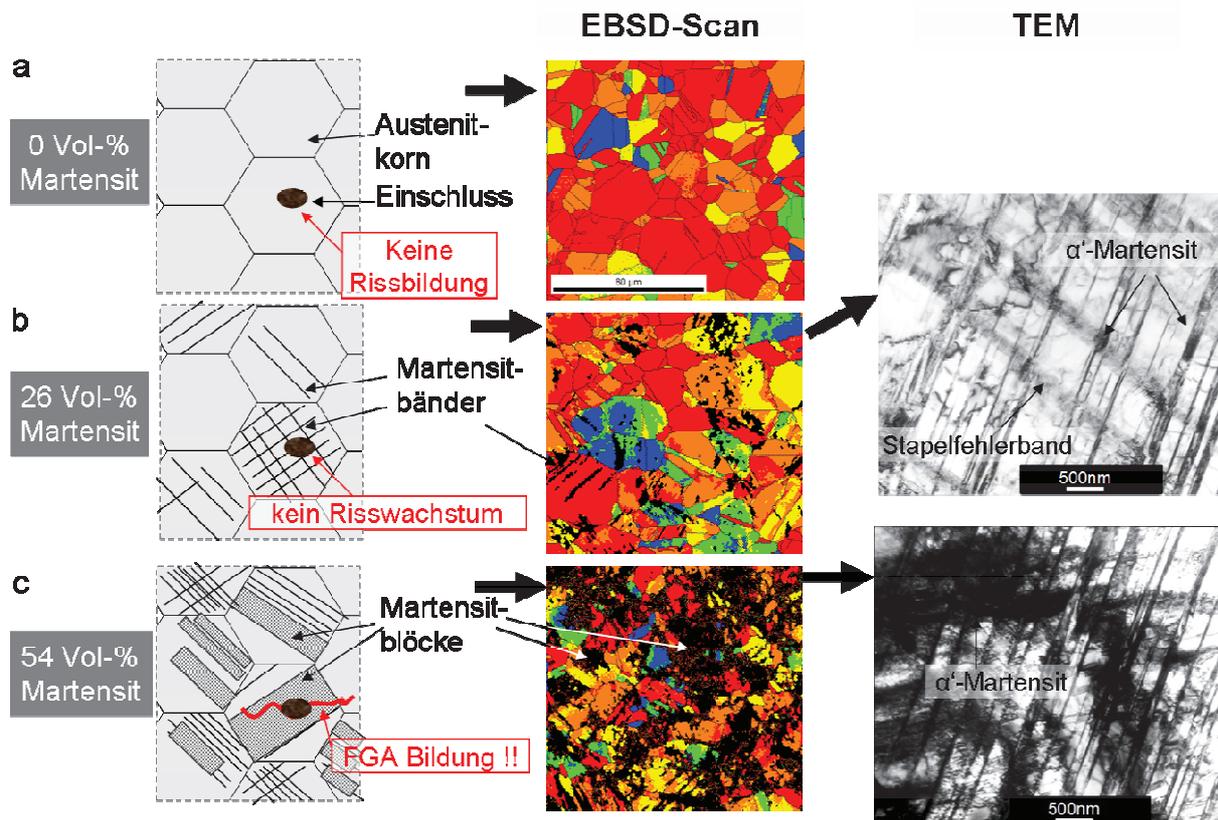


Abb. 5.4: Verschiebung der VHCF-Rissinitiation ins Probeninnere bei hohem Martensitgehalt

Bei 0 Vol-% Martensit (Abb. 5.4a) kommt es zu keiner Rissinitiation an Einschlüssen im Probeninneren. Die Spannungsamplitude (≈ 250 MPa) reicht nicht zur Rissinitiation am Einschluss im Inneren aus. Spannungsüberhöhungen am Einschluss sind durch lokale Martensitbildung und Verfestigung unkritisch.

Bei einem Martensitgehalt von 26 Vol-% verteilt sich der Martensit über die Proben in feinen Bändern (Abb. 5.4b). Einschlüsse sind umgeben von einem Gemisch aus Martensitbändern und Austenit. Auch hier kann Versetzungsverfestigung im Austenit und die Martensitbildung die Rissinitiation am Einschluss verhindern. Falls doch ein Riss initiiert werden sollte, kann durch den zyklischen TRIP-Effekt in der Austenitphase (Martensitbildung in der plastischen Zone des Risses) die Rissausbreitung gestoppt werden. Eine Rissinitiation in diesem Zustand im Probeninneren konnte nicht nachgewiesen werden, kann aber auch nicht vollends ausgeschlossen werden.

Bei einem Martensitgehalt von 54 Vol-% ist der Martensit in größeren Blöcken angeordnet und kann Einschlüsse vollständig umgeben. Es kommt zu einer Rissbildung im Einschluss, zu erkennen an den Schwingstreifen am Einschluss (Abb. 5.5), oder zu einem Grenzflächenversagen zwischen Matrix und Einschluss. Anschließend beginnt die Bildung einer FGA, die typisch für die Rissbildung an Einschlüssen bei martensitischen Stählen ist (Sakai 2009). Ein Ermüdungsbruch der Einschlüsse ist bei einigen Proben auch daran erkennbar, dass Probenbruchfläche und Einschlussbruchfläche in einer Ebene liegen und die Einschlussbruchfläche glatt ist (Abb. 5.5). Ein Zerbrechen der Einschlüsse während der Vorverformung

ist daher unwahrscheinlich. Bei einigen Proben wurde der Einschluss an einer Probenseite komplett abgelöst, was auf ein Grenzflächenversagen hinweist.

Aus folgendem Grund kommt es zum Bruch des Einschlusses, bzw. zum Versagen der Grenzfläche zwischen Matrix und Einschluss: Die Spannung in der Martensitphase ist deutlich höher als in der Austenitphase, wie Spencer et al. (2009b) durch Neutronenbeugung zeigen. Somit ist $\Delta\sigma/2$ an Einschlüssen, die von Martensit umgeben sind, deutlich höher als im 26 Vol-% Zustand, wo Einschlüsse nur vom Phasengemisch umgeben sind.

Nachdem der Einschluss gebrochen ist, kommt es zum Rissfortschritt im umgebenden Martensit aus folgenden Gründen:

1. Der Martensit besitzt eine hohe Kerbempfindlichkeit und einen deutlich geringeren ΔK_{th} -Wert zur Rissausbreitung als die Austenitphase (Bowe et al. 1988).
2. Die Spannungsamplitude im Martensit ist höher als die makroskopische Spannungsamplitude (Spencer et al. 2009b).
3. Spannungsüberhöhungen am Kerb (Einschluss) können nicht durch den zyklischen TRIP-Effekt ausgeglichen werden.

Es kommt dann zu sehr langsamer Rissausbreitung, die zur typischen FGA-Bruchfläche führt. Die Rissausbreitung wird möglicherweise durch die Einlagerung von Wasserstoff in Einschlussnähe unterstützt, der zur Lokalisierung der plastischen Verformung beiträgt, wie es Murakami et al. (2000) schildern. Das lässt sich jedoch experimentell nur schwer nachweisen. Stanzl-Tschegg und Schönbauer (2010b) finden dagegen eine der FGA sehr ähnliche Bruchfläche ohne Einwirkung von Einschlüssen bei sehr langsamer Rissausbreitung ($\sim 10^{-12}$ m/Zyklus) im Vakuum. Die Frage, ob Wasserstoff an der FGA-Bildung beteiligt ist oder einfach das Vakuum den Rissfortschritt bei sehr kleinen Rissgeschwindigkeiten ermöglicht, kann hier nicht abschließend beantwortet werden. Zahllose Literaturstellen zeigen jedoch, dass FGAs nur im Vakuum, bzw. Probeninnern entstehen und zumindest in Einzelfällen auch ohne den Einfluss von Wasserstoff und Einschlüssen (Yu et al. 2009). Die genannten Autoren sind sich einig, dass die Rissausbreitung in der FGA sehr langsam erfolgt. Entscheidender Grund für das charakteristische Bruchflächenaussehen der FGAs scheint somit vor allem die sehr langsame Rissausbreitung in diesem Bereich zu sein, wohingegen die Ursache der Rissinitiierung sehr unterschiedlich sein kann (z.B. Dehnungslokalisierung durch Wasserstoff, Einschlüsse, Phasengrenzen oder auch andere mikrostrukturelle Defekte).

Erreicht die FGA eine kritische Größe (ΔK_{FGA}), kommt es zur Stadium-II-Rissausbreitung. Messungen der Resonanzfrequenz zeigen in Übereinstimmung mit Ranc et al. (2008), dass dies erst in den letzten 2000-3000 Zyklen passiert und somit über 99 % der Lebensdauer zur Rissinitiierung bzw. FGA-Bildung aufgewendet wird.

Die Sensitivität dieses Werkstoffs für Umgebungseinflüsse bei der Rissausbreitung belegt der Wechsel im Risswachstumsmechanismus, wenn das Fischauge die Probenoberfläche erreicht. Die vorher glatte Fischaugenbruchfläche wird dann durch einen Anstieg der Rissgeschwindigkeit uneben und zeigt eine deutliche Bildung von Ermüdpfaden. McEvily und Gonzalez Velasquez (1992) finden für diesen Werkstoff identische Bruchflächentopographien

für Rissausbreitungsversuche in Vakuum und an Luft. Sie führen den Wechsel in der Rissgeschwindigkeit auf eine Lokalisierung der plastischen Verformung durch Wasserstoff (HELP-Mechanismus) aus der Luftfeuchtigkeit zurück, was zu einer kleineren plastischen Zone und größerem Rissfortschritt pro Zyklus führt. Diese Theorie kann das hier beobachtete Rissfortschrittverhalten sinnvoll erklären.

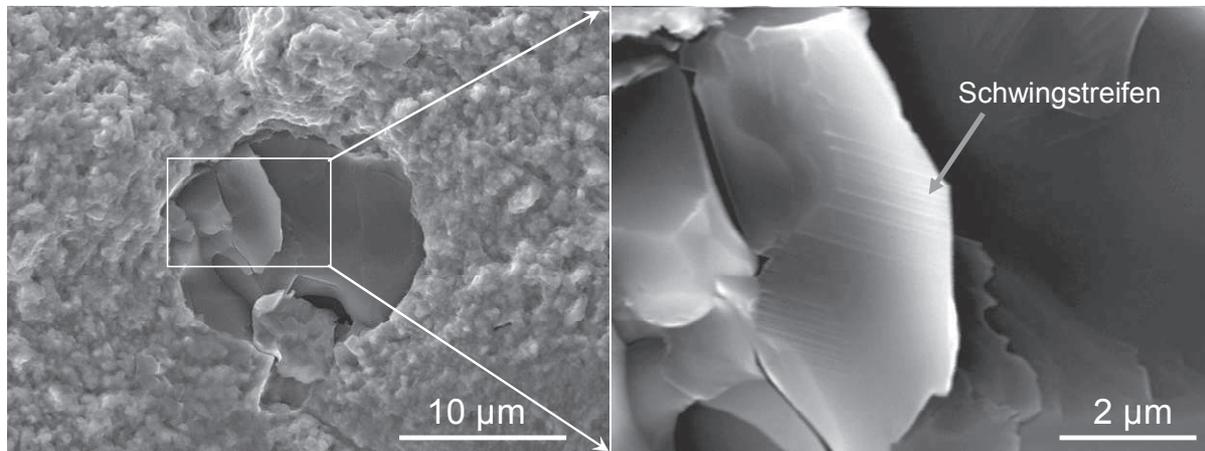


Abb. 5.5: Gebrochener Einschluss und Schwingstreifen an einer 54 Vol-%-Martensit-Probe nach Probenbruch ($N_B=1,29 \cdot 10^8$ Zyklen, $\Delta\sigma/2 = 500$ MPa).

Mughrabi schlägt die Unterteilung metallischer Werkstoffe in Typ I- und Typ II-Werkstoffe bezüglich ihres VHCF-Verhaltens vor (vgl. Kapitel 2.4.2). Von 0 bis 26 Vol-% Martensit kann der hier vorliegende Werkstoff dem Typ I-Werkstoffverhalten zugeordnet werden. Die Schädigung findet bevorzugt an der Oberfläche statt, das Werkstoffverhalten ist duktil und die kfz-Phase dominiert das Ermüdungsverhalten. Martensitbildung führt zu einer lastspielzahl-unabhängigen VHCF-Ermüdungsfestigkeit. Bei 54 Vol-% Martensit dagegen weist der Werkstoff Typ II-Werkstoffverhalten auf: Rissinitiierung im Probeninneren, typischer Schädigungsmechanismus martensitischer Stähle (FGA-Bildung, Fischaugenbruch), abfallende Dauerfestigkeit. Es zeigt sich, dass die Unterscheidung in Typ I und Typ II-Werkstoffe hilfreich sein kann, kleine Änderungen in der Phasenzusammensetzung oder im Blechumformprozess (T , ε) aber zu einem Wechsel des Werkstoffverhaltens von einem Typ zum anderen führen können. Ähnliche Wechsel im VHCF-Werkstoffverhalten bei einem Werkstoff sind kürzlich von Höppel et al. (2010) bei einer Aluminiumlegierung in verschiedenen Aushärtungszuständen gefunden wurden.

Ermüdungsverhalten von streckgezogenen Proben mit Oberflächenmartensit

Die reibungsbedingte Bildung von Martensit an der Oberfläche von Blechformteilen ist eine vielversprechende Möglichkeit das Ermüdungsverhalten von Blechformteilen weiter zu erhöhen. Bei niedrigen globalen Martensitgehalten (≤ 26 Vol-%) kann die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit durch Reibmartensit gesteigert werden. In Übereinstimmung mit Altenberger et al. (1999) konnte hier festgestellt werden, dass eine dünne Oberflächenschicht mit hoher Versetzungsdichte, hohem Martensitgehalt und umwandlungsbedingten Druckeigenstressungen die Rissinitiierung an der Oberfläche deutlich verzögert. Bei hohen Martensitgehalten (> 54 Vol-%) ist der Effekt vernachlässigbar. Die zyklische Festigkeit der Oberflä-

chenschicht (festgelegt durch Martensitgehalt und Druckeigenstressungen) unterscheidet sich dann nicht mehr wesentlich von der des verformten Grundmaterials unterhalb der Oberflächenschicht.

Lebensdauervorhersage

Die Vorhersage der HCF-Ermüdungsfestigkeit von Bauteilen oder Proben kann anhand von Abb. 4.40 erfolgen. Auch für zweistufig vorverformte Proben führt das zu richtigen Ergebnissen (vgl. Abb. 4.58). Für glatte Oberflächen und Martensitgehalte bis 26 Vol-% entsprechen sich HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit.

Oberhalb von 26 Vol-% muss mit Probenversagen im VHCF-Bereich und einer deshalb mit der Lastspielzahl abfallenden VHCF-Ermüdungsfestigkeit gerechnet werden. Bei niedrigen Versetzungsdichten (kleinen Dehnungen, mind. bis 15 %) kommt es dann zum Versagen im Probeninneren. Bei größeren Dehnungen (= höhere Versetzungsdichten) kann es auch zum VHCF-Versagen an der Oberfläche kommen. In beiden Fällen fällt die VHCF-Ermüdungsfestigkeit oberhalb von 10^7 Zyklen um ca. 30 MPa pro Dekade ab (Abb. 4.58). Eine Vorhersage der HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit anhand der Härte und Einschlussgröße, wie es bei den Ansätzen nach Murakami und Endo (1994) oder Liu et al. (2009) der Fall ist (vgl. Kapitel 2.4.4), ist nicht sinnvoll, weil sich die Härte bei gleichem Martensitgehalt und Ermüdungsverhalten stark unterscheiden kann. Abb. 5.6 zeigt die nach Gl. 2.40 (Murakami und Endo 1994) berechnete HCF-Ermüdungsfestigkeit, berechnet mit einem kritischen durchschnittlichen Einschlussdurchmesser von 8 μm für Oberflächeneinschlüsse. Die Korrelation zwischen berechneten und experimentellen Werten für $\sigma_{D,HCF}$ ist nicht zufriedenstellend und verdeutlicht wiederum, dass nicht die Härte, sondern der Martensitgehalt $\sigma_{D,HCF}$ bestimmt.

Experimentell konnte die HCF-Ermüdungsfestigkeit mit guter Genauigkeit in LSV abgeschätzt werden. Allgemein ist für eine sinnvolle Abschätzung der HCF-Ermüdungsfestigkeit in LSV eine Kenntnis der Schädigungsabläufe notwendig, die für einen Werkstoff das Erreichen der HCF-Ermüdungsfestigkeit kennzeichnen (z.B. Entfestigung, Verfestigung, Martensitbildung). Nur dann können Änderungen in der Proben temperatur oder Resonanzfrequenz richtig interpretiert werden. Es sind Werkstoffzustände denkbar, die für eine Bestimmung der HCF-Ermüdungsfestigkeit in LSV ungeeignet sind, z.B. Werkstoffe mit sehr hoher Festigkeit und Kerbempfindlichkeit. Eine sehr geringe plastische Verformung an Mikrokerben kann dann die Lebensdauer bestimmen, ist möglicherweise aber im LSV nicht abbildbar. Die Lebensdauer wird nun überschätzt. Dieser Effekt wurde bei zweistufig vorverformten Proben mit sehr hoher Festigkeit beobachtet. Die werkstoffübergreifende Anwendung allgemeingültiger Schemata, wie sie Luong (1995), La Rosa und Risitano (2000) oder auch Walther (2007) vorschlagen, ist somit kritisch zu sehen.

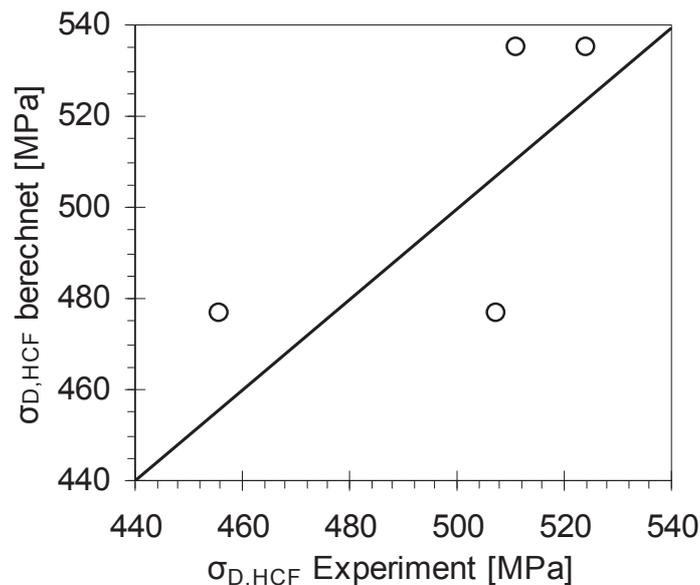


Abb. 5.6: Berechnete Werte (nach Murakami und Endo 1994) für die HCF-Ermüdungsfestigkeit $\sigma_{D,HCF}$ im Vergleich zu experimentell ermittelten Werten für $\sigma_{D,HCF}$. Ein Punkt steht für jeweils einen Probenzustand (26 Vol-% einachsige/zweistufig vorverformt, 54 Vol-% einachsige/zweistufig vorverformt)

Die Resonanzfrequenz ist nach Meinung des Autors eine bisher unterschätzte Möglichkeit globale plastische Verformungen und auch mikrostrukturelle Änderungen (anhand der ungedämpften Eigenfrequenzänderung) in VHCF-Experimenten und LSV zu verfolgen.

Minimierung des Frequenzeinflusses

Entgegen der verbreiteten Annahme einer dehnratenunabhängigen Fließspannung bei kfz-Werkstoffen aufgrund der geringen Bedeutung der Reibspannung (Mayer 1999, Gottstein 2001, Bürgel 2005) konnte sowohl in Zugversuchen als auch in Ermüdungsversuchen eine deutliche Dehnratenabhängigkeit der plastischen Verformung festgestellt werden. Für VHCF-Versuche drängt sich die Frage auf, ob Ergebnisse aus Versuchen bei sehr hohen Frequenzen (oft ~ 20 kHz) für die Auslegung von Bauteilen verwendet werden können, deren Beanspruchungsfrequenz meist um einige Zehnerpotenzen niedriger sein wird. Für viele Werkstoffe, die in VHCF-Experimenten keiner messbaren makroskopischen plastischen Dehnung unterliegen, ist der Frequenzeinfluss vernachlässigbar (Mayer 1999). Austenitischer Edelstahl weist jedoch durchaus makroskopisch messbare plastische Dehnungsamplituden auf (vgl. Kapitel 4.3.1). Es konnte allerdings festgestellt werden, dass der Frequenzeffekt vernachlässigbar ist, wenn folgende Voraussetzungen erfüllt sind:

1. Die Probe befindet sich im zyklischen Sättigungszustand, $\Delta\varepsilon_{pl}/2$ bleibt also über der Zyklenzahl konstant.
2. Nicht die Spannung sondern die Dehnung im hochfrequenten Ermüdungsversuch muss der realen Beanspruchungsfrequenz am Bauteil entsprechen.
3. Die starke Eigenerwärmung der Probe durch die plastische Verformung wird durch eine Kühlung verhindert.

Für aufgrund hoher plastischer Dehnungsamplituden potenziell dehnratempfindliche Werkstoffe wird daher folgendes Vorgehen zur Eliminierung des Frequenzeffektes vorgeschlagen:

Die Probe wird in einem ersten Schritt bei der Frequenz in den Bereich zyklischer Sättigung geführt, die den tatsächlichen Betriebsbedingungen des Bauteils entspricht. Damit wird eine Mikrostruktur erzeugt, die der wahren Beanspruchung in der Sättigung entspricht und trotzdem eine geringe Frequenzabhängigkeit aufweist. Falls kein quasi-Sättigungszustand erreicht wird, ist eine Frequenzabhängigkeit nicht zu verhindern. Ultraschallermüdungsversuche bei 20 kHz sind dann ungeeignet.

Besitzen Ermüdungsproben eine sehr hohe Festigkeit durch monotone Kaltverfestigung, ist die Frequenzabhängigkeit gering, da $\Delta\epsilon_p/2$ klein, bzw. über der Lastspielzahl konstant ist. Carstensen et al. (2002) stellen keinen bzw. nur einen geringen Frequenzeffekt zwischen 20 Hz und 20 kHz bei stark kaltverfestigten Rohren aus austenitischem Edelstahl fest.

Die bei 90 Hz und 20 kHz aufgenommenen Wöhlerkurven in Abb. 4.17 (unverformt) und Abb. 4.44 (vorverformt) zeigen, dass der Frequenzeffekt bei Einhaltung des oben genannten Vorgehens gering ist. Bei gleichen Dehnungsamplituden sind lokale VHCF-Schädigungsabläufe wie die FGA-Bildung und Fischaugenwachstum weitgehend frequenzunabhängig.

Zweistufige Vorverformung

Bei gleichem Martensitgehalt besitzen die zweistufig vorverformten Ermüdungsproben eine deutlich höhere quasi-statische Fließgrenze als die einachsig vorverformten Proben, dagegen ist die HCF- und VHCF-Festigkeit sehr ähnlich (Abb. 4.58). TEM-Untersuchungen belegen eine sehr hohe Versetzungsdichte im Austenit im zweistufigen Fall, die zu hoher monotoner Festigkeit führt, nicht aber zu hoher zyklischer Festigkeit. Die HCF- und VHCF-Ermüdungsfestigkeit wird durch den Martensitgehalt und nicht durch die Versetzungsdichte im Austenit bestimmt.

ΔT - N -Kurven (Abb. 4.61) des zweistufig vorverformten Zustands zeigen eine geringe Verfestigungsneigung und geringe plastische Dehnungsamplituden (bzw. ΔT -Werte) bei zyklischer Verformung. Die geringe Verformbarkeit der austenitischen Phase aufgrund der hohen Versetzungsdichte vermindert die verformungsinduzierte Martensitbildung und damit den zyklischen TRIP-Effekt. Im Fall von 26 Vol-% Martensit ist der zyklische TRIP-Effekt noch ausreichend, um ein VHCF-Versagen an Oberflächeneinschlüssen zu verhindern. Bei einer weiteren Erhöhung der Versetzungsdichte (Proben mit 54 Vol-% Martensit) reicht er nicht mehr aus, um einem VHCF-Versagen durch Rissinitiierung an Oberflächeneinschlüssen entgegenzuwirken. Durch die höhere Festigkeit des Austenits nimmt der zyklische TRIP-Effekt ab, die Kerbempfindlichkeit der Austenitphase aber zu. Daher kommt es zur Rissinitiierung an Oberflächeneinschlüssen im VHCF-Bereich, bevor es zum Versagen im Probeninneren kommt. Somit ist die VHCF-Ermüdungsfestigkeit im Wesentlichen durch den Martensitgehalt bestimmt, der Rissinitiierungsort (Oberfläche oder Probeninneres) ist dagegen auch abhängig von der Versetzungsdichte.

Zusammenfassend lässt sich folgern, dass die *monotone Festigkeit* stark von der Versetzungsdichte im Austenit abhängig ist, die *HCF- und VHCF-Festigkeiten* dagegen direkt vom Martensitgehalt abhängen, wobei die Versetzungsdichte hier die Wirkung des zyklischen TRIP-Effektes festlegt.

Die bei der monotonen Verformung vorhandene geringere Verfestigungswirkung des in y -Richtung gebildeten α' -Martensits, ist bei den zyklischen Eigenschaften nicht zu beobachten, weil hier der Martensitgehalt die zyklischen Eigenschaften direkt bestimmt und nicht wie im monotonen Fall indirekt über die Versetzungsdichte im Austenit.

Unabhängig von der Richtung und dem Betrag der Vorverformung wird empfohlen in Blechformteilen einen Martensitgehalt von 26 Vol-% einzustellen. Bei geringeren Martensitgehalten wird die festigkeitssteigernde Wirkung der Martensitbildung nicht voll ausgenutzt, bei höheren Werten können kleine Oberflächendefekte durch eine erhöhte Kerbempfindlichkeit zu einem Absinken der HCF-Ermüdungsfestigkeit führen. Weiterhin ist oberhalb von 26 Vol-% auch ein Absinken der VHCF-Ermüdungsfestigkeit durch innere Rissbildung und auch Oberflächenrisse möglich.

5.4 Verfahren zur Martensitdetektion

Zur Optimierung der zyklischen Eigenschaften von Blechformteilen ist ein geeignetes Verfahren zur Bestimmung des Martensitanteils im Bauteil notwendig. Das magnetinduktive Verfahren eignet sich sowohl für die Bestimmung des Martensitanteils an Bauteilen und Proben, wie auch für eine online-Martensitmessung im Umformprozess oder Zugversuch (Abb. 4.1). Das Verfahren ist hinsichtlich einer schnellen, genauen und reproduzierbaren Bestimmung des globalen Martensitvolumenanteils den anderen betrachteten Verfahren überlegen. Für die Bestimmung der Martensitverteilung über der Blechdicke sind EBSD-Analyse (Abb. 4.54) und Röntgendiffraktometrie einsetzbar, wobei die EBSD-Analyse das deutlich schnellere Verfahren darstellt und die 2D-Visualisierung der Phasenordnung erlaubt. Bei sehr hohen Verformungsgraden sinkt die Genauigkeit der EBSD-Analyse durch eine Abnahme der Qualität der Kikuchi-Pattern. Dann bietet die Kathodenzerstäubung die Möglichkeit einer zuverlässigen Visualisierung der α' -Phase im Lichtmikroskop an metallographischen Schlifffen (Abb. 4.57).

6. Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit untersucht den Einfluss von verformungsinduziertem Martensit auf das monotone und zyklische Verformungsverhalten von austenitischem Edelstahl experimentell und beschreibt diesen Einfluss durch quantitative und qualitative Modelle. Ziel der Arbeit ist dabei die Ermittlung eines für die HCF- und VHCF-Eigenschaften optimalen Martensitgehaltes als Zielgröße und die Bereitstellung von Modellen zur quantitativen Vorhersage der Martensitbildung und der mechanischen Eigenschaften in einem komplexen Blechumformprozess. Die Modelle sollen eine Simulation und online-Regelung der Martensitbildung und damit der zyklischen Festigkeit im Umformprozess ermöglichen.

Da es sich bei dem betrachteten Umformprozess um eine zweistufige Umformung mit senkrecht zueinander orientierten Umformrichtungen handelt (U-O-Umformung und Rotationszugbiegen), wurden Zug- und Ermüdungsversuche an ein- und zweistufig vorverformten Proben durchgeführt.

Ein- und zweistufige Zugversuche zeigen, dass der Scherbandvolumenanteil und die Temperatur die entscheidenden Größen zur Berechnung der Martensitbildung in mehrstufigen Umformprozessen sind, da Martensit an Scherbändern und Scherbandkreuzungen entsteht. Die Bildung von Scherbändern (bestehend aus ε -Martensit und Stapelfehlern) im ersten Umformschritt (x-Richtung) beeinflusst stark die Martensitbildung im nächsten Umformschritt (y-Richtung). In x-Richtung entstandene Scherbänder liegen teilweise in Bereichen mit wenig Gleitaktivität in y-Richtung, was zu geringerer Martensitbildung in y-Richtung führt.

Das monotone Verformungsverhalten im ein- und zweistufigen Zugversuch lässt sich durch eine Berechnung der Versetzungsdichte in der Austenitphase abbilden. Die Bildung von Martensitbändern führt zu einer Verringerung der mittleren freien Versetzungsweite und somit zu einem Anstieg der Versetzungsdichte. Unter Berücksichtigung der Dehnrates und Temperatur kann die Fließspannung aus der Wurzel der Versetzungsdichte bestimmt werden. Nach einer Vorverformung in x-Richtung erhöht die Martensitbildung in y-Richtung die Fließspannung nur noch sehr geringfügig, weil sich Martensit an Scherbandkreuzungen bildet, die aufgrund ihrer Position die Versetzungsbewegung in y-Richtung wenig behindern.

Das HCF- und VHCF-Ermüdungsverhalten kann durch die Martensitbildung aufgrund von zwei (sich häufig überlagernden) Effekten verbessert werden:

1. Durch die Martensitbildung während der Ermüdung (hier bezeichnet als zyklischer TRIP-Effekt): Sie erschwert Versetzungsbewegungen in Bereichen hoher Versetzungsaktivität und führt zu Druckeigenstressungen an Spannungsüberhöhungen aufgrund einer Volumenexpansion bei der Umwandlung. Außerdem kann der zyklische TRIP-Effekt global messbare zyklische Verfestigung verursachen. Erhöhte Temperaturen verhindern die Martensitbildung an Spannungsüberhöhungen und senken die HCF-Ermüdungsfestigkeit.

2. Durch die Bildung der festeren α' -Martensitphase während einer monotonen Vorverformung.

Die Martensitbildung während einer monotonen Vorverformung kann die HCF-Ermüdungsfestigkeit für $2 \cdot 10^6$ Zyklen deutlich verbessern. Bei Proben mit glatter Oberfläche steigt die HCF-Ermüdungsfestigkeit mit dem Martensitgehalt stetig an. Bei Proben mit rauer Oberfläche kommt es ab einem Martensitgehalt von 30 Vol-% zu einem Abfall der HCF-Ermüdungsfestigkeit aufgrund der höheren Kerbempfindlichkeit der Martensitphase. Für das HCF-Verhalten sind Vorverformungsrichtung und Versetzungsdichte im Austenit irrelevant, der Martensitgehalt bestimmt die HCF-Festigkeit.

Auch die VHCF-Eigenschaften können durch die Martensitbildung während einer Vorverformung verbessert werden. Dabei vermindern im VHCF-Bereich der zyklische TRIP-Effekt und die Versetzungsverfestigung die globale und lokale plastische Dehnung während der Ermüdung so weit, dass es bei Martensitgehalten zwischen 0 und 26 Vol-% zu keiner Rissinitiation, bzw. zu keinem Risswachstum kommt. Für diese Zustände existiert eine über der Lastspielzahl konstante „Dauerfestigkeit“ zwischen $2 \cdot 10^6$ und 10^9 Zyklen aufgrund des zyklischen TRIP-Effektes. Das ist insbesondere deshalb bemerkenswert, weil schon bei Spannungsamplituden von ungefähr einem Drittel dieser „Dauerfestigkeit“ der Beginn lokaler plastischer Verformung nachgewiesen werden konnte.

Bei einem Martensitgehalt von 54 Vol-% kommt es hingegen zu einer Rissinitiation an Einschlüssen im Probeninneren, die zu einem Abfall der VHCF-Ermüdungsfestigkeit oberhalb von 10^7 Zyklen um ca. 30 MPa pro Dekade führt. Die 10^9 -Ermüdungsfestigkeit bei 26 Vol-% und 54 Vol-% entsprechen sich. Das Risswachstum im Probeninneren bei 54 Vol-% findet statt, weil die Martensitphase Einschlüsse vollständig umgibt, die Spannung in der Martensitphase höher ist als in der Austenitphase und der Rissfortschritt im Martensit bei geringeren Amplituden stattfinden kann als im Austenit. Das sehr langsame Mikrorisswachstum um den Einschluss führt zur Bildung eines fein aufgerauten Bereichs (Fine Granular Area - FGA), dessen Wachstumsmechanismus die Rissbildung im Inneren ebenfalls unterstützt. Es entsteht eine Fischaugenbruchfläche, die beim Kontakt mit Luft an der Probenoberfläche abrupt endet. Bei zweistufiger Vorverformung und 54 Vol-% Martensit bilden sich aufgrund einer höheren Kerbempfindlichkeit Risse an der Oberfläche, bevor es zur Rissbildung im Inneren kommt.

Es lässt sich zusammenfassen, dass die HCF- und die VHCF-Ermüdungsfestigkeit direkt vom Martensitgehalt bestimmt werden. Die monotonen Festigkeitseigenschaften dagegen sind stark abhängig von der Versetzungsdichte im Austenit und der Vorverformungsrichtung. Für eine optimale Kombination aus HCF- und VHCF-Eigenschaften an Blechformteilen sollte ein Martensitgehalt von 26 Vol-% eingestellt werden.

Weiterhin wurde festgestellt, dass die Frequenzabhängigkeit der plastischen Verformung (entgegen verbreiteter Annahmen für kfz-Werkstoffe) bei austenitischem Edelstahl nicht vernachlässigbar ist und daher für die Hochfrequenzermüdung dieses Werkstoffs bei 20 kHz eine spezielle Versuchsführung notwendig ist, wenn die Ergebnisse für die Bauteilauslegung bei niedrigeren Beanspruchungsfrequenzen verwendet werden sollen.

Für im VHCF-Bereich belastete Blechformteile ist die Ausnutzung der oberflächennahen Martensitbildung durch Reibung zwischen Blech und Werkzeug sehr erfolgversprechend und

sollte detaillierter untersucht werden. Die feste Oberflächenschicht enthält Druckeigenstressungen, die die HCF- und VHCF-Eigenschaften auch bei geringer Martensitbildung im Probeninneren deutlich verbessern. Geringe Martensitanteile im Probeninneren verhindern die Rissinitiierung an Einschlüssen unterhalb der Oberfläche, führen allerdings zu niedrigeren monotonen Festigkeiten.

Für eine kontinuierliche Aufzeichnung mikrostruktureller Änderungen in VHCF-Versuchen konnte in dieser Arbeit die Resonanzfrequenz während der Ermüdung genutzt werden. Eine systematische Untersuchung des Einflusses mikrostruktureller Änderungen (z.B. Gleitbandbildung, Martensitbildung, Anstieg der Versetzungsdichte, mittlere freie Versetzungsweite, innere Reibung, Rissinitiierung) auf die Dämpfung und Eigenfrequenz könnte eine mechanismenorientierte Lebensdauervorhersage für diesen und andere Werkstoffe ermöglichen. Weiterhin wäre eine Bewertung der Restlebensdauer eines Bauteils im Sinne eines Structural Health Monitoring (SHM) durch Resonanzfrequenzmessungen im Einsatz möglich.

Metastabile austenitische Stähle weisen bei Martensitgehalten bis 26 Vol-% sehr gute VHCF-Eigenschaften auf. Der zyklische TRIP-Effekt verhindert die Rissinitiierung und somit ein Versagen im VHCF-Bereich. Durch das Fehlen des TRIP-Effekts bei stabilen austenitischen Stählen ist hier eine mit der Lastspielzahl abfallende VHCF-Ermüdungsfestigkeit denkbar. Aufgrund der weiten Verbreitung von stabilem austenitischem Edelstahl wird dringend empfohlen das VHCF-Verhalten dieser Stähle zum Gegenstand zukünftiger Forschung zu machen. Im Falle einer tatsächlich abfallenden VHCF-Ermüdungsfestigkeit wäre die Wahl der Austenitstabilität ein entscheidendes Kriterium zur sicheren Auslegung VHCF-beanspruchter Bauteile.

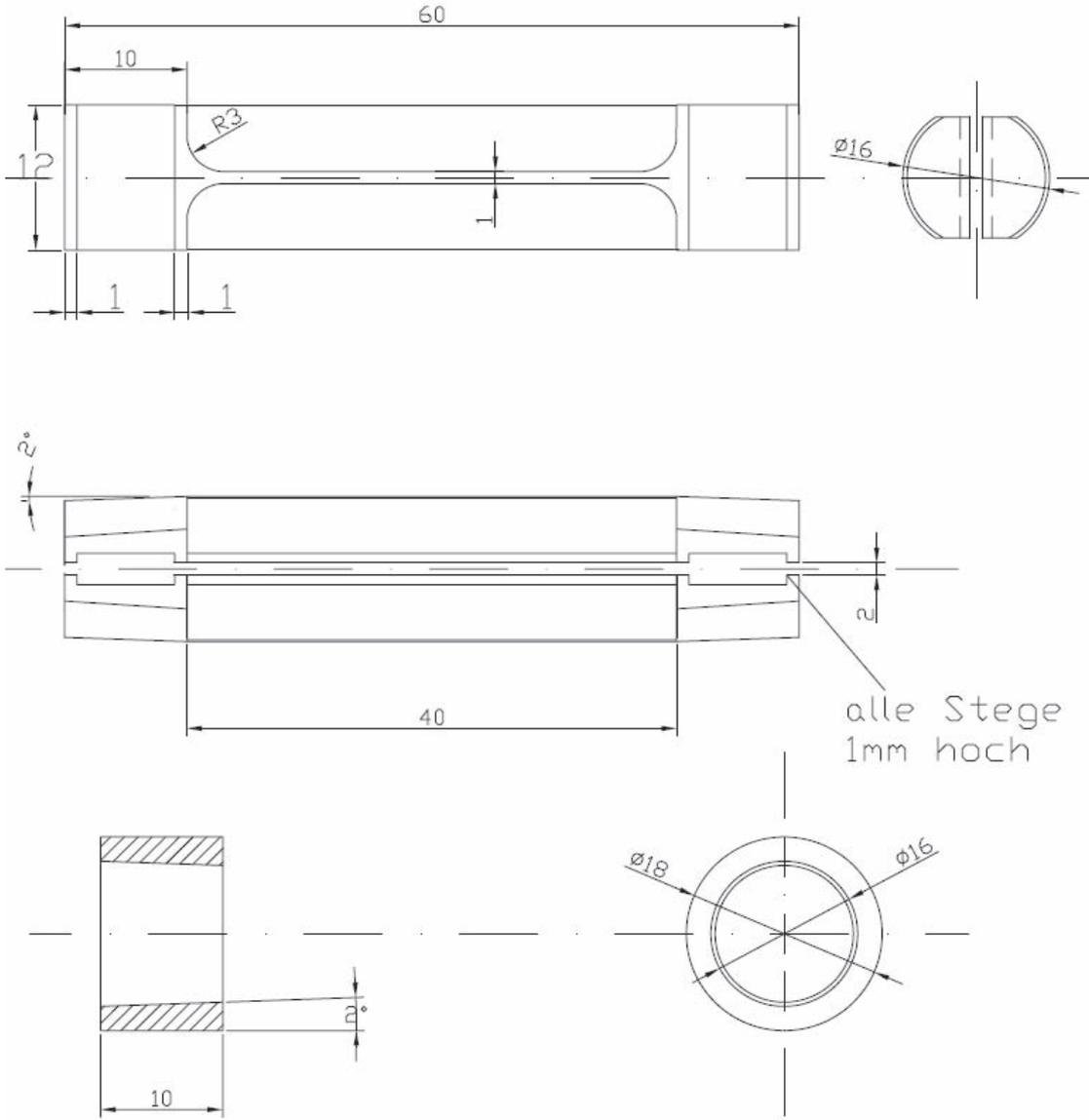
Für den sicheren Einsatz teil-martensitischer Blechformteile mit konstruktiv- oder fertigungsbedingten Kerben wäre die Kenntnis eines quantitativen Zusammenhangs zwischen Kerbempfindlichkeit und Martensitgehalt wünschenswert und sollte systematisch untersucht werden.

Forschungsbedarf besteht weiterhin in Bezug auf den genauen Risswachstumsmechanismus, der zur Bildung der FGAs führt und somit die Rissinitiierung im Probeninneren im hier vorliegenden Fall und bei zahlreichen anderen hochfesten Stählen begünstigt (Berger und Pyttel 2008, Sakai 2009). Hier ist die Entnahme von TEM-Proben im FGA-Bereich mittels FIB-Technologie eine Möglichkeit zur Analyse der Mikrostruktur und Phasenzusammensetzung in diesem Bereich, die möglicherweise Rückschlüsse auf die Größe der plastischen Zone, den Grund für die granulare Form und so den Risswachstumsmechanismus erlauben. Die Theorien zur FGA-Bildung nach Shiozawa et al. (2006) und Sakai (2009) sollten sich so überprüfen lassen.

Es ist bekannt, dass hohe Martensitanteile nach dem Tiefziehen zur plötzlichen Rissbildung (delayed cracking) innerhalb weniger Stunden nach der Umformung von CrNi-Stahl führen können. Weitere Einflussfaktoren sind hier der Wasserstoffgehalt und der Eigenspannungszustand (Berrahmoune et al. 2006). Es bleibt daher zu prüfen, ob ein Martensitgehalt von 26 Vol-% am fertigen Bauteil zu ‚delayed cracking‘ führen kann.

7. Anhang

Zeichnung der für die Ermüdung von Flachproben verwendeten Knickstütze



8. Literatur

- Altenberger, I.; Scholtes, B.; Martin, U.; Oettel H. (1999): *Cyclic Deformation and Near Surface Microstructures of Shot Peened or Deep Rolled Austenitic Stainless Steel AISI 304*, Mater. Sci. Eng. A, 64, 1-16.
- Angel T. (1954): *Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steel*, J. Iron and Steel Inst.: JISI, 177, 165-174.
- Arpan Das; Sivaprasad, S.; Ghosh, M.; Chakraborti, P.C.; Tarafder, S. (2008): *Morphologies and Characteristics of Deformation Induced Martensite during Tensile Deformation of 304 LN Stainless Steel*, Mater. Sci. Eng. A, 486, 283-286.
- Baba-Kishi, K.Z. (2002): *Review: Electron Backscatter Kikuchi Diffraction in the Scanning Electron Microscope for Crystallographic Analysis*, J. Mater. Sci., 37, 1715-1746.
- Bain, E.C.; Dunkirk, N.Y. (1924): *The Nature of Martensite*, Trans. AIME, 70, 25-45.
- Bassler, H.-J. (1998): *Wechselverformungsverhalten und verformungsinduzierte Martensitbildung bei dem metastabilen austenitischen Edelstahl X6CrNiTi1810*, Dissertation, Universität Kaiserslautern.
- Bathias, C.; Drouilac, L.; Le Francois, P. (2001): *How and Why the Fatigue S-N Curve Does Not Approach a Horizontal Asymptote*, Int. J. Fatigue, 23, 143-151.
- Bathias, C.; Paris, P.-C. (2005): *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, Marcel Dekker, New York.
- Bathias, C. (2010): *Influence of the Metallurgical Instability on the Gigacycle Fatigue Regime*, Int. J. Fatigue. 32, 535-540.
- Bayerlein, M.; Christ, H.-J.; Mughrabi, H. (1989): *Plasticity-Induced Martensitic Transformation during Cyclic Deformation of AISI 304L Stainless Steel*, Mater. Sci. Eng. A, 114, 11-16.
- Berger, C.; Pyttel, B.; Schwerdt, D. (2008): *Beyond HCF – Is There a Fatigue Limit?*, Materialwiss. Werkstofftech., 39, 769-776.
- Berrahmoune, M.R.; Berveiller, S.; Inal, K.; Patoor, E. (2006): *Delayed Cracking in 301LN Austenitic Steel After Deep Drawing: Martensitic Transformation and Residual Stress Analysis*, Mater. Sci. Eng., A, 438-440, 262-266.
- Bhattacharya, K. (2003): *Microstructure of Martensite*, Oxford University Press.
- Bogers, A.J.; Burgers, W.G. (1964): *Partial Dislocations on the {110} Planes in the B.C.C. Lattice and the Transition of the F.C.C. into the B.C.C. Lattice*, Acta Metall., 12, 255-261.
- Bouquerel, J.; Verbeken, K.; De Cooman, B.C. (2006): *Microstructure-Based Model for the Static Mechanical Behaviour of Multiphase Steels*, Acta Mater., 54, 1443-1456.
- Bowe, K. H.; Hammerschmidt, E.; Hornbogen, E.; Hühner, M. (1988): *Bruchmechanische Eigenschaften von metastabilen Austeniten*, Materialwiss. Werkstofftech., 19, 193-201.
- Bracke, L.; Kestens, L.; Penninga, J. (2007): *Transformation Mechanism of α' -Martensite in an Austenitic Fe-Mn-C-N Alloy*, Scr. Mater., 57, 385-388.
- Bürgel, R. (2005): *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik*, Band 2, Vieweg und Sohn Verlag, Wiesbaden.

- Burkart, K.; Bomas, H.; Zoch, H.W. (2007): *Versagen von einatzgehärteten Stählen bei Ermüdungsbelastungen mit sehr hohen Schwingspielzahlen*, in: 25. Tagung Werkstoffprüfung, Konstruktion, Qualitätssicherung und Schadensanalyse, herausgegeben von Pohl, M., Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 393-398.
- Byun, T.S.; Hashimoto, N.; Farrell, K. (2004): *Temperature Dependence of Strain Hardening and Plastic Instability Behaviors in Austenitic Stainless Steels*, Acta Mater., 52, 3889-3899.
- Carstensen, J.V.; Mayer, H.; Brønsted, P. (2002): *Very High Cycle Regime Fatigue of Thin Walled Tubes Made from Austenitic Stainless Steel*, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 24, 837-844.
- Chai, G. (2006): *The Formation of Subsurface Non-Defect Fatigue Crack Origins*, Int. J. Fatigue, 28, 1533-1539.
- Chan, K.S. (2010): *Roles of Microstructure in Fatigue Crack Initiation*, Int. J. Fatigue, 32, 1428-1447.
- Christ, H.-J. (1991): *Wechselverformung von Metallen*, Springer, Berlin.
- Christ, H.-J.; Krupp, U.; Müller-Bollenhagen, C.; Roth, I.; Zimmermann, M. (2009): *Effect of Deformation-Induced Martensite on the Fatigue Behavior of Metastable Austenitic Stainless Steels* in: Proceedings of the 12th International Conference on Fracture, herausgegeben von Bell, R., Ottawa, Canada Natural Resources, Canada, auf CD-ROM.
- Coffin, L.F. (1954): *A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal*. Trans ASME, 76, 931-950.
- Cohen, M.; Olson, G.B.; Clapp, P.C. (1979): *On the Classification of Displacive Phase Transformations*, in: Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformation ICOMAT-79, herausgegeben von Ansell, G.S., Department of Materials Science and Engineering, M.I.T., Cambridge, MA, 1-11.
- Cugy, P.; Galtier, A. (2002): *Microplasticity and Temperature Increase in Low Carbon Steel*, in: Proceedings of the 8th International Fatigue Congress, herausgegeben von Blom, A.F., EMAS, Stockholm, Schweden, 1, 549-556.
- Curà, F.; Curti, G.; Sesana, R. (2005): *A new Iteration Method for the Thermographic Determination of Fatigue Limit in Steels*, Int. J. Fatigue, 27, 453-459.
- Dan, X.J.; Zhang, W.G.; Li, S.H.; Lin, Z.Q. (2007): *A Model for Strain-Induced Martensitic Transformation of TRIP-Steel with Strain*, Comput. Mater. Sci., 40, 101-107.
- Datta, K.; Delhez, R.; Bronsveld, P.M.; Beyer, J.; Geijselaers, H.J.M.; Post, J. (2009): *A Low-Temperature Study to Examine the Role of ϵ -Martensite during Strain-Induced Transformations in Metastable Austenitic Stainless Steels*, Acta Mater., 57, 3321-3326.
- De Backer, F.; Schoss, V.; Maussner, G. (2001): *Investigations on the Evaluation of the Residual Fatigue Life-Time in Austenitic Stainless Steels*, Nucl. Eng. Des., 206, 201-219.
- De, A.K.; Murdock, D.C.; Mataya, M.C.; Speer, J.G.; Matlock, D.K. (2004): *Quantitative Measurement of Deformation-Induced Martensite in 304 Stainless Steel by X-ray Diffraction*, Scr. Mat., 50, 1445-1449.
- De, A.K.; Speer, J.G.; Matlock, D.K.; Murdock, D.C.; Mataya, M.C.; Comstock, Jr., R.J. (2006): *Deformation-Induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel*, Metall. Mater. Trans. A, 37, 1875-1885.

- Dengel, D.; Harig, H. (1980): *Estimation of the Fatigue Limit by Progressively-Increasing Load Tests*, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 3, 113-128.
- Deubelbeiss, E. (1974): *Dauerfestigkeitsversuche mit einem modifizierten Treppenstufenverfahren*, Materialprüfung, 16, 240-243.
- Düber, O. (2007): *Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse in zweiphasigen metallischen Werkstoffen am Beispiel eines austenitisch-ferritischen Duplexstahls*, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 730, VDI-Verlag, Düsseldorf.
- Eckstein, C.B.; Guimaraes, J.R.C. (1984): *Microstructure-Property Correlation in Martensite-Austenite Mixtures*, J. Mater. Sci., 19, 3043-3048.
- Estrin, Y.; Mecking, H. (1984): *A Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep Based on One-Parameter Models*, Acta Metall., 32, 57-70.
- Fang, X.F.; Dahl, W. (1991): *Strain Hardening and Transformation Mechanism of Deformation-Induced Martensite Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels*, Mater. Sci. Eng. A, 141, 189-198.
- Faninger G.; Hartmann, U. (1972): *Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA)*, Härtereitech. Mit., 27, 233-244.
- Ferreira, P.J.; Vander Sande, J.B.; Amaral Fortes, M.; Kyröläinen, A. (2004): *Microstructure Development during High-Velocity Deformation*, Metall. Mater. Trans. A, 35, 3091-3101.
- Fischer (2005): *Firmenunterlagen zum Feritscope MP30E*, Helmut Fischer GmbH+Co.KG, Sindelfingen, Germany.
- Frehn, A. (2004): *Einfluss von Umformtemperatur und -geschwindigkeit auf das Umformvermögen von austenitischen nichtrostenden Stählen*, Dissertation, RWTH Aachen.
- Frost, N.E. (1959): *A Relation Between the Critical Alternating Propagation Stress and Crack Length for Mild Steel*, Proc. Inst. Mech. Eng., 173, 811-827.
- Fujita, H.; Ueda, S. (1972): *Stacking Faults and F.C.C. (γ) \rightarrow H.C.P. (ϵ) Transformation in 18/8-Type Stainless Steel*, Acta Metall., 20, 759-767.
- Furuya, Y. (2008): *Specimen Size Effects on Gigacycle Fatigue Properties of High-Strength Steel under Ultrasonic Fatigue Testing*, Scr. Mater., 58, 1014-1017.
- Furuya, Y.; Matsuoka, S. (2002): *Improvement of Gigacycle Fatigue Properties by Modified Ausforming in 1600 and 2000 MPA-Class Low-Alloy Steels*. Metall. Mater. Trans. A, 33, 3421-3431.
- Gallée, S.; Manach, P.Y.; Thuillier, S. (2007): *Mechanical Behaviour of a Metastable Austenitic Stainless Steel under Simple and Complex Loading Paths*, Mater. Sci. Eng. A, 466, 47-50.
- Garion, C.; Skoczen, B.; Sgobba, S. (2005): *Constitutive Modelling and Identification of Parameters of the Plastic Strain-Induced Martensitic Transformation in 316L Stainless Steel at Cryogenic Temperatures*, Int. J. Plast., 22, 1234-1264.
- Geijselaers, H.J.M.; Perdahcioglu, E.S. (2009): *Mechanically Induced Martensitic Transformation as a Stress-Driven Process*, Scr. Mater., 60, 29-31.
- Glage, A.; Weidner, A.; Richter, T.; Trubitz, P.; Biermann, H. (2009): *Low Cycle Fatigue Behavior and Microstructure of a High Alloyed Metastable Austenitic Cast TRIP-Steel*, in Proc. of ESOMAT, herausgegeben von Sittner, P.; Heller, L.; Paidar, V., DP Sciences (www.esomat.org), paper 05007, DOI:10.1051/esomat/200905007.

- Glage, A.; Weidner, A.; Biermann, H. (2010): Effect of Austenite Stability on the Low Cycle Fatigue Behavior and Microstructure of High Alloyed Metastable Austenitic Cast TRIP-Steels, *Procedia Eng.* 2, 2085-2094.
- Gottstein, G. (2001): *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin.
- Grigull, S. (2003): Tensile Deformation Induced Texture Transformation in Austenitic Stainless Steel, *Textures and Microstructures*, 35, 153-162.
- Grosse, M.; Kalkhof, D.; Keller, L.; Schell, N. (2004): *Influence Parameters of Martensitic Transformation During Low Cycle Fatigue for Steel AISI 321*, *Physica B*, 350, 102-106.
- Han, H.N.; Lee, C.G.; Oh, C.-S.; Lee, T.-H.; Kim, S.-J. (2004): *A Model for Deformation Behavior and Mechanically Induced Martensitic Transformation of Metastable Austenitic Steel*, *Acta Mater.*, 52, 5203-5214.
- Han, H.N.; Lee, C.G.; Suh, D.-W.; Kim, S.-J. (2008): *A Microstructure-Based Analysis for Transformation Induced Plasticity and Mechanically Induced Martensitic Transformation*, *Mater. Sci. Eng. A*, 485, 224-233.
- Hänsel, A. (1998): *Nichtisothermes Werkstoffmodell für die FE-Simulation von Blechumformprozessen mit metastabilen austenitischen CrNi-Stählen*, Dissertation, ETH Zürich.
- Hattori, N.; Nishida, S.; Takahashi, A. (1999): *Effect of Cr/Ni Equivalent on Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steels*, in: Proceedings of the Seventh International Fatigue Congress, Beijing, PR China, herausgegeben von Wu, X. R.; Wang, Z. G., Higher Education Press, EMAS Ltd, West Midlands, UK, 151-156.
- Hayashi, M.; Enomoto, K. (2006): *Effect of Preliminary Surface Working on Fatigue Strength of Type 304 Stainless Steel at Ambient Temperature and 288°C in Air and Pure Water Environment*, *Int. J. Fatigue*, 28, 1626-1632.
- Hecker, S.; Stout, K.; Staudhammer, K.; Smith, J. (1982): *Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part 1. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior*, *Metall. Trans. A*, 13A, 619-626.
- Hedström, P.; Lindgren, L.E.; Almer, J.; Lienert, U.; Bernier, J.; Ternier, M.; Odén, M. (2009): *Load Partitioning and Strain-Induced Martensite Formation during Tensile Loading of a Metastable Austenitic Stainless Steel*, *Metall. Mater. Trans. A*, 40A, 1073-5623.
- Hennessy, D.; Steckel, G.; Altstetter, C. (1976): *Phase Transformation of Stainless Steel During Fatigue*. *Metall. Trans. A*, 7A, 415-424.
- Hering, E.; Martin, R.; Stohrer, M. (2007): *Physik für Ingenieure*, 10. Auflage, Springer Berlin Heidelberg.
- Herper, H.-K. (2000): *Ab-initio-Untersuchung magnetischer und struktureller Eigenschaften von 3d-Übergangsmetallen und ihren Legierungen*, Dissertation, Gerhard-Mercator-Universität-Gesamthochschule, Duisburg.
- Hirao, M.; Ogi, H.; Suzuki, N.; Ohtani, T. (2000): *Ultrasonic Attenuation Peak During Fatigue of Polycrystalline Copper*, *Acta Mat.*, 48, 2000, 517-524.
- Hong, Y.; Qian, G.; Zhou, C. (2009): *Experiment and Simulation of Very-High-Cycle Fatigue Behavior for Low Alloy Steels*, in: Proceedings of the 12th International Conference on Fracture, herausgegeben von Bell, R., Ottawa, Canada Natural Resources Canada, auf CD-ROM.

- Höppel, H.W.; Prell, M.; May, L.; Göken, M. (2010): *Influence of Grain Size and Precipitates on the Fatigue Lives and Deformation Mechanisms in the VHCF-Regime*, *Procedia Eng.*, 2, 1025-1034.
- Hosford, W. F. (2005): *Mechanical Behaviour of Materials*, Cambridge University Press.
- Huang, G. L.; Matlock, D. K.; Krauss G. (1989): *Martensite Formation, Strain Rate Sensitivity and Deformation Behaviour of Type 304 Austenitic Steel Sheet*, *Metall. Trans.*, 20A, 1239-1247.
- Iwamoto, T.; Tsuta, T.; Tomita, Y. (1998): *Investigation on Deformation Mode Dependence of Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP Steels and Modelling of Transformation Kinetics*, *Int. J. Mech. Sci.*, 40, 173-182.
- Kaleta, J.; Zicetek, G. (1997): *Identification of Cyclic Softening and σ - ϵ Hysteresis in Austenitic Steel with Plasticity-Induced Martensitic Transformation*, *Mater. Sci. Eng. A*, 234-236, 680-683.
- Kalkhof, D.; Grosse, M.; Niffenegger, M.; Leber, H.J. (2004): *Monitoring Fatigue Degradation in Austenitic Stainless Steels*, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 27, 595-607.
- Kaneko, Y.; Fukui, K.; Hashimoto, S. (2005): *Electron Channeling Contrast Imaging of Dislocation Structures in Fatigued Austenitic Stainless Steels*, *Mater. Sci. Eng. A*, 400-401, 413-417.
- Kegel, H.; Dichgans, H.; Köhler, H.W. (1968): *Seigerungszeilen in austenitischen Stählen*, *Zeitschrift für das deutsche Eisenhüttenwesen*, 88.Jahrgang, 713-726.
- Klesnil, M.; Lukás, P. (1992): *Fatigue of Materials*, 2nd revised edition, Elsevier, Amsterdam.
- Klesnil, M.; Lukás, P.; Polák, J. (1993): *General Features of the Fatigue Process*, in: *Cyclic Deformation and Fatigue of Metals*, herausgegeben von Bily, M., *Materials Science Monographs* 78, Elsevier, Amsterdam.
- Knobbe, H.; Köster, P.; Krupp, U.; Christ, H.J.; Fritzen, K.P. (2009): *Microstructural Aspects of Duplex Steel During High Cycle and Very High Cycle Fatigue*, *Proceedings of the 15th International Conference on the Strength of Materials*, veröffentlicht (online) in: *J. Phys.: Conf. Ser.* 240.
- Krupp, U. (2004): *Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und –ausbreitung in metallischen Werkstoffen*, Habilitationsschrift, Universität Siegen.
- Krupp, U.; West, C.; Christ, H.-J. (2008): *Deformation-Induced Martensite Formation During Cyclic Deformation of Metastable Austenitic Steel: Influence of Temperature and Carbon Content*. *Mater. Sci. Eng. A*, 481-482, 713-717.
- Krupp, U.; Auf dem Brinke, T. (2009): *Ermüdungsrisswachstum*, in: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, herausgegeben von Christ, H.-J., Wiley-VCH, Weinheim.
- Kurdjumov G.; Sachs, G. (1930): *Über den Mechanismus der Stahlhärtung*, *Z. Phys.*, 64, 325.
- Kuroda, M.; Marrow, T.J. (2008): *Modelling the Effects of Surface Finish on Fatigue Limit in Austenitic Stainless Steels*, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 31, 581-598.
- Larour, P.; Verleysen, P.; Bleck, W. (2006): *Influence of Uniaxial, Biaxial and Plane Strain Pre-Straining on the Dynamic Tensile Properties of High Strength Sheet Steels*, *Journal de Physique*, 134, 1085-1090.
- La Rosa, G.; Risitano, A. (2000): *Thermographic Methodology for Rapid Determination of the Fatigue Limit of Materials and Mechanical Components*, *Int. J. Fatigue*, 22, 65-73.

- Leber H.J.; Niffenegger M.; Tirbonod B. (2007): *Microstructural Aspects of Low Cycle Fatigued Austenitic Stainless Tube and Pipe Steels*, Mater. Charact., 58, 1006-1015.
- Lee, W.-S.; Lin, C.-F. (2000): *The Morphologies and Characteristics of Impact-Induced Martensite in 304L Stainless Steel*, Scr. Mater., 43, 777-782.
- Lee, E.H.; Byun, T.S.; Hunn, J.D.; Farrell, K.; Mansur, L.K.; Yoo, M.H. (2001): *On the Origin of Deformation Microstructures in Austenitic Stainless Steel: Part II Mechanisms*. Acta Mater., 49, 3277-3287.
- Lee, W.-S.; Lin, C.-F.; Chen, T.-H.; Yang, M.-C. (2010): *High Temperature Microstructural Evolution of 304L Stainless Steel as Function of Pre-Strain and Strain Rate*, Mater. Sci. Eng., A, 527, 3127-3137.
- Lichtenfeld, J.A.; Mataya, M.C.; van Tyne, C.J. (2006): *Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel*, Metall. Mater. Trans. A, 37, 147-161.
- Liu, Y.B.; Yang, Z.G.; Li, Y.D.; Chena, S.M.; Li, S.X.; Hui, W.J.; Weng, Y.Q. (2009): *Dependence of Fatigue Strength on Inclusion Size for High-Strength Steels in Very High Cycle Fatigue Regime*, Mater. Sci. Eng. A, 517: 180-184.
- Lo, K.H.; Shek, C.H.; Lai, J.K.L. (2009): *Recent Developments in Stainless Steels*, Mater. Sci. Eng., R, 65, 39-104.
- Lohse, G. M. (2008): *Nutzung von Wasserstoff bei der Wärmebehandlung zur Gefügeoptimierung von β -Titanlegierungen*, Dissertation, Universität Siegen, Der Andere Verlag.
- Luong, M. P. (1995): *Infrared Thermographic Scanning of Fatigue in Metals*, Nucl. Eng. Des, 158, 363-376.
- Maier, H.J.; Donth, B.; Bayerlein, M.; Mughrabi, H.; Meier, B.; Kesten, M. (1993): *Optimierte Festigungssteigerung eines metastabilen austenitischen Stahles durch wechselformungsinduzierte Martensitumwandlung bei tiefen Temperaturen*, Z. Metallkd., 84, 820-826.
- Man, J.; Obrtlík, K.; Polák, J. (2003): *Study of Surface Relief Evolution in Fatigued 316L Austenitic Stainless Steel by AFM*, Mater. Sci. Eng. A, 351, 123-132.
- Man, J.; Obrtlík, K.; Polák, J.; Klapetek, P.; Man, O.; Weidner, A. (2009): *Extrusions and Intrusions in Fatigued Metals, Part 2, AFM and EBSD Study of the Early Growth of Extrusions and Intrusions in 316L Steel Fatigued at Room Temperature*, Philos. Mag., 89, 1337-1372.
- Mangonon, P.L.; Thomas, G. (1970): *The Martensite Phases in 304 Stainless Steel*, Metall. Trans., 1, 1577-1586.
- Manson, S. S. (1953): *Behaviour of Material under Conditions of Thermal Stress*. National Advisory Committee for Aeronautics, NACA TN-2933.
- Maquin, F.; Pierron, F. (2009): *Heat Dissipation Measurements in Low Stress Cyclic Loading of Metallic Materials: From Internal Friction to Micro-Plasticity*, Mech. Mater., 41, 928-942.
- Mayer, H. (1999): *Fatigue Crack Growth and Threshold Measurements at Very High Frequencies*, Int. Mater. Rev., 44, 1-35.
- McEvily, A.J.; Gonzalez Velazquez, J.L. (1992): *Fatigue Crack Tip Deformation Processes as Influenced by the Environment*, Metall. Trans. A, 23A, 2211-2221.

- McEvily, A.J.; Nakamura, T.; Oguma, H.; Yamashita, K.; Matsunaga, H.; Endo, M. (2008): *On the Mechanism of Very High Cycle Fatigue in Ti-6Al-4V*, Scr. Mat., 59, 1207-1209.
- Mecking, H.; Kocks, U.F. (1981): *Kinetics of Flow and Strain-Hardening*, Acta Metall., 29, 1865-1875.
- Meneghetti, G. (2007): *Analysis of the Fatigue Strength of a Stainless Steel Based on the Energy Dissipation*, Int. J. Fatigue, 29, 81-94.
- Meskouris, K.; Hinzen, K.G.; Butenweg, C.; Mistler, M. (2007): *Bauwerke und Erdbeben : Grundlagen - Anwendung - Beispiele*, 2. Auflage, Vieweg, Wiesbaden.
- Meyrick, G.; Powell, G.W. (1973): *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Ann. Rev. Mater. Sci., 3, 327.
- Morrow, J.D. (1964): ASTM, STP 378, ASTM, Philadelphia, 45.
- Mughrabi, H.; Herz, K.; Stark, X. (1981): *Cyclic Deformation and Fatigue Behaviour of α -Iron Mono- and Polycrystals*, Int. J. Fract., 17, 193-220.
- Mughrabi, H. (2006): *Specific Features and Mechanisms of Fatigue in the Ultrahigh-Cycle Regime*, Int. J. Fatigue, 28, 1501-1508.
- Mughrabi, H. (2010): *Fatigue, an Everlasting Materials Problem - Still en Vogue*, Procedia Eng., 2, 3-26.
- Müller-Bollenhagen, C.; Zimmermann, M.; Christ, H.-J.; Schröder, X.; Engel, B.; Große-Wöhrmann, A.; Suttmeier, F. T. (2008): *Modelling and Closed-Loop Control of Complex Tube Forming Based on an Optimized Application of Martensite Formation in Austenitic Stainless Steels*. Steel Res. Int., 79, 745-752.
- Murakami, Y.; Endo, M. (1994): *Effects of Defects, Inclusions and Inhomogeneities on Fatigue Strength*, Int. J. Fatigue, 16, 163-182.
- Murakami, Y.; Nomoto T.; Ueda T. (2000): *On the Mechanism of Fatigue Failure in the Superlong Life Regime ($N > 10^7$ cycles)*, Part 1: Influence of Hydrogen Trapped by Inclusions, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 23, 893-902.
- Murakami, Y.; Yokoyama, N. N.; Nagata, J. (2002): *Mechanisms of Fatigue Failure in the Ultralong Life Regime*, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 25, 735-746.
- Murakami, Y.; Matsunaga, H. (2006): *The Effect of Hydrogen on Fatigue Properties of Steels Used for Fuel Cell System*, Int. J. Fatigue, 28, 1509-1520.
- Murakami, Y.; Kanazaki, T.; Mine, Y.; Matsuoka, S. (2008): *Hydrogen Embrittlement Mechanism in Fatigue of Austenitic Stainless Steels*, Metall. Mater. Trans. A, 39A, 1327-1339.
- Murr, L.E.; Staudhammer, K.P.; Hecker, S.S. (1982): *Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part II. Microstructural Study*. Metall. Trans. A, 13, 627-635.
- Mutlu, N. (2010): *Literaturrecherche zum Frequenzeinfluss auf das Ermüdungsverhalten bei metallischen Werkstoffen und experimentelle Untersuchungen des Frequenzeinflusses auf das Ermüdungsverhalten von austenitischem Edelstahl*, Studienarbeit, Universität Siegen.
- Myeong, T.H.; Yamabayashi, Y.; Shimojo, M.; Higo, Y. (1997): *A New Life Extension Method for High Cycle Fatigue Using Micro Martensitic Transformation in Austenitic Stainless Steel*, Int. J. Fatigue, 19, 69-73.

- Nagy, E.; Mertinger, V.; Tranta, F.; Solyom, J. (2003): *Deformation-Induced Martensite Transformation in Stainless Steels*, Mater. Sci. Eng. A, 378, 308-313.
- Nakada, N.; Ito, H.; Matsuoka, Y.; Tsuchiyama, T.; Takaki, S. (2010): *Deformation-Induced Martensitic Transformation Behavior in Cold-Rolled and Cold-Drawn Type 316 Stainless Steels*, Acta Mater., 58, 895-903.
- Nakajima, M.; Akita, M.; Uematsu, Y.; Tokaji, K. (2010): *Effect of Strain-Induced Martensitic Transformation on Fatigue Behavior of Type 304 Stainless Steel*, Procedia Eng., 2, 323-330.
- Nebel, T. (2002): *Verformungsverhalten und Mikrostruktur zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle*, Dissertation, Kaiserlautern.
- Nikitin, I.; Besel, M. (2008): *Effect of Low-Frequency on Fatigue Behaviour of Austenitic Steel AISI 304 at Room Temperature and 25°C*, Int. J. Fatigue, 30, 2044-2049.
- Nishiyama, Z. (1978): *Martensitic transformation*, Academic Press, New York.
- Nohara, K.; Ono, Y.; Ohashi, N. (1977): *Composition and Grain-Size Dependencies of Strain-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels*, J. Iron and Steel Inst. Jpn, 63, 212-222.
- Olson, G.B.; Cohen, M. (1972): *A Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations*, J. Less-Common Met., 28, 107-118.
- Olson, G.B.; Cohen, M. (1975): *Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation*, Metall. Trans A, 6A, 791-795.
- Ondracek G. (1985): *Gaskontrastieren von mehrphasigen und Verbund-Werkstoffen*, Zeitschrift für Werkstofftechnik, 16, 407-413.
- Onyuna, M.; Oettel, H.; Martin, U.; Weiß, A. (2004): *On the Deformation Behaviour and Martensitic Transformations of Metastable Austenitic Steels*, Adv. Eng. Mater., 7, 529-535.
- Papakyriacou, M.; Mayer, H.; Plenk Jr, H.; Stanzl-Tschegg, S. (2002): *Cyclic Plastic Deformation of Tantalum and Niobium at Very High Numbers of Cycles*, Mater. Sci. Eng. A, 325, 520-524.
- Paris, P. C.; Gomes, M. P.; Anderson, W. E. (1961): *A Rational Analytic Theory of Fatigue*, The Trend in Engineering, 13, 9-14.
- Patel, J. R.; Cohen, M. (1953): *Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation*, Acta Metall., 1, 531-538.
- Perdahcioglu, E.S.; Geijselaers, H.J.M.; Huetink, J. (2008): *Influence of Stress State and Strain Path on Deformation Induced Martensitic Transformations*, Mater. Sci. Eng. A, 481-482, 727-731.
- Perlade, A.; Bouaziz, O.; Furnemont, Q. (2003): *A Physically Based Model for TRIP-aided Carbon Steels Behaviour*, Mater. Sci. Eng. A, 356, 145-152.
- Pickering, F.B. (1978): *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers LTD, Barking, England
- Pickering, F.B. (1984): *Physical Metallurgical Development of Stainless Steels*, in: Proceedings of the Conference on Stainless Steels, Goeteborg, Institute of Metals Book, Band 320, 2-28.

- Pineau, A.G.; Pelloux R. M. (1974): *Influence of Strain-Induced Martensitic Transformations on Fatigue Crack Growth Rates in Stainless Steels*, Metall. Trans., 5, 1103-112.
- Polák, J.; Man, J.; Obrtlík, K. (2003): *AFM Evidence of Surface Relief Formation and Models of Fatigue Crack Nucleation*, Int. J. Fatigue., 25, 1027-1036.
- Polák, J.; Petrenec, M.; Kruml, T. (2010): *Cyclic Plastic Response and Fatigue Life in Superduplex 2507 Stainless Steel*, Int. J. Fatigue, 32, 279-287.
- Powell, G.W.; Marshall, E.R.; Backofen, W.A. (1958): *Strain Hardening of Austenitic Stainless Steel*, Trans. of the ASM, 50, 478-497.
- Radaj, D. (2003): *Ermüdungsfestigkeit*, Springer, Berlin.
- Ranc, N.; Wagner, D.; Paris, P.C. (2008): *Study of Thermal Effects Associated with Crack Propagation during Very High Cycle Fatigue*, Acta Mater., 56, 4012-4021.
- Rhodes, C.G.; Thompson, A.W. (1977): *The Composition Dependence of Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels*, Metall. Trans. A, 8, 1901-1906.
- Roth, I.; Kübbeler, M.; Krupp, U.; Christ, H.-J.; Fritzen, C.-P. (2010): *Crack Initiation and Short Crack Growth in Metastable Austenitic Stainless Steel in the High Cycle Fatigue Regime*, Procedia Eng., 2, 941-948.
- Roth, L.D.; Willert, L.E.; Leax, T.R. (1982): *Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic Frequencies*, in: Ultrasonic Fatigue, herausgegeben von Wells, J.M.; Buch, O.; Roth, L.D. & Tien, J.K., AIME, New York.
- Sakai, T. (2009): *Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use*, J. Solid Mech. and Mat. Eng., 3, 425-439.
- Sangal, S.; Goel, N.C.; Tangri, K. (1985): *A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual-Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite: Part 2, Calculation of Flow Curves*, Metall. Trans. A, 16A, 2023-2029.
- Santacreu, P.-O.; Glez, J.-C.; Chinouilh, G.; Fröhlich, T. (2006): *Behaviour Model of Austenitic Stainless Steels for Automotive Structural Parts*, Steel Res. Int., 77, 686-691.
- Schaller, R.; Fantozzi, G.; Gremaud, G. (2001): *Mechanical Spectroscopy Q-1 2001 with Applications to Materials Science*, Trans. Tech. Publications LTD, Uetikon-Zürich.
- Scharf, M. (2008): *Möglichkeiten der Abbildung verformungsinduzierten Martensits mit Hilfe der Interferenzschichten-Metallographie*, Studienarbeit, Universität Siegen.
- Schaumann, M. (2008): *Überprüfung der Gültigkeit nicht-isothermer Martensitbildungsmodelle bei variierenden Umgebungstemperaturen*, Diplomarbeit, Universität Siegen.
- Schoss, V. (2001): *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edeltähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen*, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg.
- Schumann, H. (1975): *Verformungsinduzierte Martensitbildung bei austenitischen Stählen*, Krist. Tech., 10, 401-411.
- Schumann, H. (1990): *Metallographie*, 13. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart.
- Sharpe, W.N.; Bagdahn, J. (2002): *Fatigue of Materials Used in Microelectromechanical Systems (MEMS)*, in: Proceedings of the 8th International Fatigue Congress, herausgegeben von Blom, A.F.; EMAS; Stockholm, Schweden, 4, 2197-2212.
- Shewmon, P.G. (1969): *Transformation in Metals*, McGraw-Hill, New York.

- Simek, D.; Rafaja, D.; Motylenko, M.; Klemm, V.; Schreiber, G.; Brethfeld, A.; Lehmann, G. (2008): *XRD Analysis of Local Strain Fields in Pearlitic Steels - Towards the Fast Examination of Microstructure after Hot Rolling*, Steel Res. Int., 79, 800-806.
- Shiozawa, K.; Morii, Y.; Nishino, S.; Lu, L. (2006): *Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism in High Strength Steel in a Very High Cycle Fatigue Regime*, Int. J. Fatigue, 28, 1521-1532.
- Sinclair, C.W.; Hoagland, R.G. (2008): *A Molecular Dynamics Study of the fcc→bcc Transformation at Fault Intersections*, Acta Mater., 56, 4160-4171.
- Smaga, M. (2005): *Experimentelle Untersuchungen der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle*, Dissertation, Universität Kaiserslautern.
- Smaga, M.; Walther, F.; Eifler, D. (2008): *Deformation-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Steels*, Mater. Sci. Eng. A, 483-484, 394-397.
- Spencer, K.; Embury, J.D.; Conlon, K.T.; Véron, M.; Bréchet, Y. (2004): *Strengthening via the Formation of Strain-Induced Martensite in Stainless Steels*. Mater. Sci. Eng. A, 387-389, 873-881.
- Spencer, K.; Embury, J.D.; Veron, M.; Yu-Zhang, K. (2009a): *The Strain Induced Martensite Transformation in Austenitic Stainless Steels - Part 1 - Influence of Temperature and Strain History*, Mater. Sci. Technol., 25, 7-17.
- Spencer, K.; Embury, J.D.; Conlon, K.T.; Brechet, Y. (2009b): *The Strain Induced Martensite Transformation in Austenitic Stainless Steels - Part 2 - Effect of Internal Stresses on Mechanical Response*, Mater. Sci. Technol., 25, 18-28.
- Springub, B. (2006): *Semi-analytische Betrachtung des Tiefziehens rotations-symmetrischer Bauteile unter Berücksichtigung der Martensitevolution*, Dissertation, PZH-Verlag, Universität Hannover.
- Stanzl-Tschegg, S.; Mughrabi, H.; Schönbauer, B. (2007): *Life Time and Cyclic Slip of Copper in the VHCF Regime*, Int. J. Fatigue, 29, 2050-2059.
- Stanzl-Tschegg, S.; Schönbauer, B. (2010a): *Mechanisms of Strain Localization, Crack Initiation and Fracture of Polycrystalline Copper in the VHCF Regime*, Int. J. Fatigue, 32, 886-893.
- Stanzl-Tschegg, S.; Schönbauer, B. (2010b): *Near-Threshold Fatigue Crack Propagation and Internal Cracks in Steel*, Procedia Eng., 2, 1547-1555.
- Starke, P.; Walther, F.; Eifler, D. (2007): *Fatigue Assessment and Fatigue Life Calculation of Quenched and Tempered SAE 4140 Steel Based on Stress-Strain Hysteresis, Temperature and Electrical Resistance Measurements*, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 30, 1045-1051.
- Staudhammer, K.P.; Murr, L.E.; Hecker, S.S. (1983): *Nucleation and Evolution of Strain-Induced Martensitic (B.C.C.) Embryos and Substructure in Stainless Steel: A Transmission Electron Microscope Study*, Acta Metall., 31, 267-274.
- Steinheimer, R.; Müller-Bollenhagen, C.; Schröder, X.; Zimmermann, M.; Engel, B.; Christ, H.-J. (2010): *Closed-Loop Control of Deformation Induced Martensite in a Complex Tube Forming Process for Optimized Fatigue Properties*, Steel Res. Int., 81, 556-559.
- Stringfellow, R.G.; Parks, D.M.; Olson, G.B. (1992): *A Constitutive Model for Transformation Plasticity Accompanying Strain-Induced Martensitic Transformations in Metastable Austenitic Stainless Steels*, Acta Metall. Mater., 40, 1703-1716.

- Suresh, S. (1998): *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press.
- Takahashi, K.; Ogawa, T. (2008): *Evaluation of Giga-Cycle Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steels Using Ultrasonic Fatigue Test*, J. Solid Mech. Mat. Eng., 2, 366-373.
- Talonen J.; Hänninen H. (2004): *Damping Properties of Austenitic Stainless Steels Containing Strain-Induced Martensite*, Metall. Mater. Trans. A, 35A, 2401-2406.
- Talonen J.; Aspegren P.; Hänninen H. (2004): *Comparison of Different Methods for Measuring Strain Induced α' - Martensite Content in Austenitic Steels*, Mater. Sci. Technol., 20, 1506-1512.
- Talonen, J.; Nenonen, P.; Pape, G.; Hänninen, H. (2005): *Effect of Strain Rate on the Strain-Induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Martensite Transformation and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels*, Metall. Mater. Trans. A, 36, 421-431.
- Talonen, J. (2007): *Effect of Strain-Induced α' -Martensite Transformation on Mechanical Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels*, Dissertation, University of Technology, Helsinki, Finland.
- Talonen, J.; Hänninen, H. (2007): *Formation of Shear Bands and Strain-Induced Martensite During Plastic Deformation of Metastable Austenitic Stainless Steel*, Acta Mater., 55, 6108-6118.
- Tian, H.; Liaw, P.K.; Fielden, D.E.; Jiang, L.; Yang, B.; Brooks, C.R.; Brotherton, M.D.; Wang, H.; Strizak, J.P.; Mansur, L.K. (2004): *Effects of Frequency on Fatigue Behaviour of Type 316 Low-Carbon, Nitrogen-Added Stainless Steel in Air and Mercury for the Spallation Neutron Source*, Metall. Mater. Trans. A, 37A, 163-173.
- Tomita, Y.; Iwamoto, T. (1995): *Constitutive Modeling of TRIP Steel and Its Application to the Improvement of Mechanical Properties*, Int. J. Mech. Sci., 37, 1295-1305.
- Topic, M.; Tait, R.B.; Allen, C. (2007): *The Fatigue Behaviour of Metastable (AISI-304) Austenitic Stainless Steel Wires*, Int. J. Fatigue, 29, 656-665.
- Tsuchida, N.; Tomota, Y. (2000): *A Micromechanic Modeling for Transformation Induced Plasticity in Steels*. Mater. Sci. Eng. A, 285, 345-352.
- Tsuta, T.; Cortés, J.A. (1993): *Flow Stress and Phase Transformation Analyses in Austenitic Stainless Steel under Cold Working, Part 2: Incremental Theory under Multiaxial Stress State by the Finite-Element Method*, JSME Int J., 36, 63-72.
- Van Hecke, B. (2008): *Formgebungsmöglichkeiten von nichtrostendem Stahl, Merkblatt 972*, 1. Auflage, Euro Inox Verlag, Luxembourg.
- Venables, J.A. (1962): *The Martensite Transformation in Stainless Steel*. Philos. Mag., 7, 35-44.
- Walther, F. (2007): *Physikalisch basierte Messverfahren zur mikrostrukturbasierten Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens metallischer Werkstoffe*, Habilitationsschrift, TU Kaiserlautern.
- Weber, W. (2002): *Zerstörungsfreie Prüfung dickwandiger austenitischer Rohre und Rohrbögen mit fortschrittlicher Wirbelstromtechnik*, Dissertation, Universität Hannover.
- Weck, E.; Leistner, E. (1983): *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, Teil II: Farbätzmittel nach Beraha und ihre Abwandlungen*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf.

- Weidner, A.; Amberger, D.; Pyczak, F.; Schonbauer, B.; Stanzl-Tschegg, S.; Mughrabi, H. (2010a) *Fatigue Damage in Copper Polycrystals Subjected to Ultrahigh-Cycle Fatigue Below the PSB Threshold*, Int. J. Fatigue, 32, 872-878.
- Weidner, A.; Glage, A.; Biermann, H. (2010b): *In-Situ Characterization of the Microstructure Evolution During Cyclic Deformation of Novel Cast TRIP Steel*, Procedia Eng., Vol. 2, 1961-1971.
- Yu, Y.; Gu, J.L.; Bai, B.Z.; Liu, Y.B.; Li, S.X. (2009): *Very High Cycle Fatigue Mechanism of Carbide-Free Bainite/Martensite Steel Micro-Alloyed with Nb*, Mater. Sci. Eng., 527, 212-217.
- Zimmermann, M.; Stöcker, C.; Müller-Bollenhagen, C.; Christ, H.J. (2009): *Prehistory Effects on the Very High Cycle Fatigue Behaviour of Engineering Metallic Materials with Different Strengthening Mechanisms*, Proceedings of the 15th International Conference on the Strength of Materials, Dresden, veröffentlicht (online) in: J. Phys.: Conf. Ser., 240.
- Zimmermann, M.; Stöcker, C.; Christ, H.J. (2010): *Microstructure and Fatigue Behaviour in the Very High Cycle Fatigue Regime*, in: *Fatigue of Materials Advances and Emergences on Understanding*, herausgegeben von Srivatsan, T.S.; Ashraf Imam, M., Wiley, Hoboken, 299-315.