



Forschungsberichte

aus dem

**Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe**

der

**U N I K A S S E L
V E R S I T Ä T**

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

Band 8

Martin Krauß

**Zur thermischen Ermüdung
der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91**

Forschungsberichte aus dem Institut für Werkstofftechnik - Metallische Werkstoffe
der Universität Kassel
Band 8

Herausgeber:

Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes
Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe
Universität Kassel
Mönchebergstr. 3
34109 Kassel

Die vorliegende Arbeit wurde vom Fachbereich Maschinenbau der Universität Kassel
als Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der
Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) angenommen.

Erster Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes

Zweiter Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. H. J. Maier

Tag der mündlichen Prüfung

31. Oktober 2006

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

Zugl.: Kassel, Univ., Diss. 2006

ISBN 978-3-89958-268-0

URN urn:nbn:de:0002-2686

© 2007, kassel university press GmbH, Kassel
www.upress.uni-kassel.de

Umschlaggestaltung: Melchior von Wallenberg, Nürnberg
Druck und Verarbeitung: Unidruckerei der Universität Kassel
Printed in Germany

Vorwort des Herausgebers

Bei einer zunehmenden Verbreitung elektronischer Medien kommt dem gedruckten Fachbericht auch weiterhin eine große Bedeutung zu. In der vorliegenden Reihe werden deshalb wichtige Forschungsarbeiten präsentiert, die am Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel gewonnen wurden. Das Institut kommt damit auch – neben der Publikationstätigkeit in Fachzeitschriften – seiner Verpflichtung nach, über seine Forschungsaktivitäten Rechenschaft abzulegen und die Resultate der interessierten Öffentlichkeit kenntlich und nutzbar zu machen.

Allen Institutionen, die durch Sach- und Personalmittel die durchgeführten Forschungsarbeiten unterstützen, sei an dieser Stelle verbindlich gedankt.

Kassel, im Dezember 2006

Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes

1 Einleitung.....	7
2 Kenntnisstand.....	8
2.1 Konstruktionswerkstoff Magnesium.....	8
2.1.1 Reinmagnesium	8
2.1.1.1 Verformungsverhalten bei niedrigen Temperaturen	10
2.1.1.2 Verformungsverhalten bei höheren Temperaturen	12
2.1.1.3 Kristallographische Textur.....	14
2.1.2 Magnesiumbasislegierungen	16
2.1.2.1 Verarbeitungsverfahren für Magnesiumbasislegierungen	16
2.1.2.2 Wirkprinzipien legierungstechnischer Maßnahmen zur Festigkeitssteigerung	18
2.1.2.3 Legierungssystem Mg-Al-Zn	20
2.2 Mechanische Eigenschaften der Aluminium-Zink-Magnesiumbasislegierungen	23
2.2.1 Elastisches Verhalten.....	23
2.2.2 Kriechfestigkeit und Relaxationsverhalten.....	24
2.2.3 Festigkeitsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung bei Raumtemperatur	25
2.2.4 Festigkeitsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung bei erhöhter Temperatur	28
2.2.5 Ermüdungsfestigkeit.....	29
2.2.5.1 Lebensdauerorientierte Untersuchungen.....	29
2.2.5.2 Untersuchungen zum Wechselverformungsverhalten	34
2.3 Grundlagen thermischer und thermisch-mechanischer Ermüdung.....	38
2.3.1 Prüfkonzepte für thermozyklische und thermisch-mechanische Beanspruchungen.....	40
2.3.2 Schädigungsmechanismen und -parameter bei thermisch-mechanischer Ermüdung	46
2.4 Thermisches und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten metallischer Leichtbau- werkstoffe	50
3 Versuchswerkstoffe und Probenformen	53
3.1 Magnesiumknetlegierung AZ31	53
3.2 Magnesiumgusslegierung AZ91	56
4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung	62
4.1 Thermisch-mechanischer Ermüdungsprüfstand.....	62
4.2 Versuchsführung.....	64
4.2.1 Thermisch-mechanische Ermüdung	64
4.2.2 Temperaturmessung und -Regelung.....	66
4.2.3 Zug- und Druckversuche	67
4.2.4 Relaxationsversuche	67
4.3 Bestimmung des Oberflächen- und Gefügezustands	68
4.3.1 Metallographie.....	68
4.3.2 Rasterelektronenmikroskopie	69
4.3.3 Rauhtiefenmessungen.....	69
4.3.4 Röntgenographische Randschicht- und Texturanalyse.....	69
5 Versuchsergebnisse.....	71
5.1 Ergebnisse der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche	71
5.1.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit -50°C Untertemperatur.....	71
5.1.1.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Mitteltemperaturstart	71
5.1.1.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Mitteltemperaturstart	74
5.1.1.3 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Untertemperaturstart	76
5.1.1.4 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Untertemperaturstart	79
5.1.1.5 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Obertemperaturstart	81
5.1.1.6 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Obertemperaturstart	84
5.1.1.7 Anfangsdehnung und Lebensdauer bei thermisch-mechanischer Ermüdung	86

5.1.2	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit 50°C Untertemperatur	88
5.1.2.1	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31	88
5.1.2.2	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91	91
5.1.2.3	Lebensdauern bei thermisch-mechanischer Ermüdung	93
5.2	Zug- und Druckversuche	94
5.3	Relaxationsversuche	99
5.4	Analyse der Schädigungsentwicklung	102
5.4.1	Metallographische Gefügeuntersuchungen	102
5.4.2	Rissbildung und Rissausbreitung	102
5.4.2.1	Rissbefunde an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)	102
5.4.2.2	Rissbefunde an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)	104
5.4.2.3	Rissbefunde an AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)	106
5.4.2.4	Rissbefunde an AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)	107
5.4.3	Texturentwicklung	109
5.4.3.1	Textur von AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)	109
5.4.3.2	Textur von AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)	114
5.4.3.3	Textur von AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)	119
5.4.3.4	Textur von AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)	119
5.4.4	Eigenspannungszustand	123
5.4.4.1	Makro- und homogene Mikroeigenspannungen	123
5.4.4.2	Heterogene Mikroeigenspannungen	126
6	Diskussion der Versuchsergebnisse	131
6.1	Diskussion des quasistatischen Verformungsverhaltens von AZ31	131
6.2	Diskussion des quasistatischen Verformungsverhaltens von AZ91	141
6.3	Diskussion des Relaxationsverhaltens	144
6.4	Einfluss der Anfangsbedingungen thermisch-mechanischer Ermüdungsversuche auf das Ermüdungsverhalten	153
6.4.1	Verformungsverhalten von AZ31 während der Erstbelastung	153
6.4.2	Verformungsverhalten von AZ31 bei Entlastung und Rückverformung	158
6.4.3	Verformungsverhalten von AZ91 während der Erstbelastung	162
6.4.4	Verformungsverhalten von AZ91 bei Entlastung und Rückverformung	165
6.5	Diskussion der Schädigungsprozesse und –mechanismen	167
6.5.1	Schädigungsprozesse an AZ31	167
6.5.1.1	Gleitvorgänge	167
6.5.1.2	Zwillingsbildung	170
6.5.1.3	Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge	174
6.5.1.4	Texturänderungen	183
6.5.1.5	Eigenspannungszustand	186
6.5.1.6	Rissbildung und Rissausbreitung	189
6.5.2	Schädigungsprozesse an AZ91	192
6.5.2.1	Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge	194
6.5.2.2	Texturänderungen	198
6.5.2.3	Eigenspannungszustand	199
6.5.2.4	Rissbildung und Rissausbreitung	202
6.6	Ermüdungslebensdauer und Schädigungsparameter	206
6.6.1	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit -50°C Untertemperatur	206
6.6.2	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit 50°C Untertemperatur	209
7	Zusammenfassung	213
8	Literaturverzeichnis	217

1 Einleitung

Die steigenden Anforderungen hinsichtlich Energieeffizienz und Ressourcenschonung führen zu einem verstärktem Einsatz von Leichtbaukonstruktionen. Neben dem konstruktiven Leichtbau, z.B. auf der Basis hochfester Stähle, gewinnt auch der stoffliche Leichtbau zunehmend an Bedeutung. Zur Zeit etablieren sich Magnesiumbasislegierungen in Bereichen, die neben erhöhten Anforderungen an Verarbeitbarkeit sowie statischer und dynamischer Festigkeit bei Raumtemperatur auch hohe Ansprüche an die Kriechfestigkeit und die thermische Ermüdungsfestigkeit stellen. Ein Beispiel für ein derart hochbeanspruchtes Bauteil ist das Hybrid-Zylinderkurbelgehäuse des 3l-Sechszylinder-Reihenmotors des BMW 330i (Serieneinsatz seit März 2005), bei dem das Kurbelgehäuse aus einer Magnesiumlegierung mit dem Zylinderblock aus einer übereutektischen Aluminium-Siliziumlegierung vergossen ist.

Temperaturgradienten oder Werkstoffkombinationen mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten bewirken beispielsweise bei An- und Abfahrvorgängen derartiger Komponenten lokal unterschiedliche thermische Dehnungen die, gegebenenfalls auch in Verbindung mit im Bauteil wirkenden Lastspannungen, Wechselplastizierungen zur Folge haben können. Zur Auslegung derartiger Bauteile sollte deshalb das thermische Ermüdungsverhalten der beteiligten Werkstoffe berücksichtigt werden. Um Prognosen zur Beanspruchbarkeit dieser Bauteile erarbeiten zu können, sind somit Kenntnisse über die bei thermischer bzw. thermisch-mechanischer Ermüdung ablaufenden strukturmechanischen Schädigungsprozesse und über den zeitlichen Ablauf der Schädigung sowie entsprechende Werkstoffkennwerte notwendig.

Die vorliegende Arbeit soll deshalb einen Beitrag zur Beantwortung der Frage leisten, wie sich Temperaturwechsel bei Totaldehnungsbehinderung an definiert eingestellten Werkstoffzuständen hinsichtlich Mikrostruktur und Mikro-Eigenspannungszustand, Relaxationsverhalten, Rissbildung und Rissausbreitung auswirken.

Hierzu werden grundlegende Untersuchungen zur Auswirkung von Temperaturwechseln unter vollständiger Behinderung der thermischen Ausdehnung an zwei gebräuchlichen Magnesiumbasislegierungen im Temperaturbereich von -50°C bis 290°C durchgeführt. Als Versuchswerkstoffe dienen die durch Warmwalzen stark texturierte Knetlegierung AZ31 und die Gusslegierung AZ91, mit einer für die Verarbeitung im Druckguss typischen Mikrostruktur. Die in thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen beanspruchten Proben wurden hinsichtlich der Mikrostruktur sowie der Rissbildung und Rissausbreitung licht- und rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Röntgenographisch bestimmte Polfiguren ausgewählter Proben belegen Veränderungen der ursprünglich vorhandenen Textur. Ergänzt wurden die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche durch Untersuchungen zur quasi-statischen Zug- und Druckfestigkeit sowie zum Relaxationsverhalten unter Zug- und Druckbeanspruchung.

2 Kenntnisstand

2.1 Konstruktionswerkstoff Magnesium

Obwohl Magnesium seit 1896 im industriellen Maßstab produziert wird, fand es zunächst nicht als Konstruktionswerkstoff, sondern hauptsächlich als Reduktionsmittel in der chemischen sowie in der Grundstoffindustrie Verwendung. 1909 wurden Magnesiumbasislegierungen erstmals unter dem Namen „Elektron“ auf der ILA in Frankfurt vorgestellt. Der Leichtbauwerkstoff Magnesium erlebte seine erste Blütezeit in den dreißiger Jahren des vergangenen Jahrhunderts. Der anhaltende Trend zu Leichtbau und zum ressourcenschonenden Werkstoffeinsatz sowie Fortschritte in der Verhüttung des Magnesiums in den vergangenen Jahren (z.B. korrosionsbeständigere HP-Legierungen („high purity“) mit besonders kleinen Gehalten an Eisen, Kupfer und Nickel) bescherte den Magnesiumbasiswerkstoffen eine Renaissance. Schwerpunkte der neueren Entwicklung im Bereich der Magnesiumtechnologie bilden neben der Legierungsentwicklung und der Konzeption von Verbundwerkstoffen die Produktionstechnik sowie die Optimierung des Korrosionsverhaltens von Magnesiumbauteilen. Die Hauptziele der Legierungsentwicklung liegen zur Zeit in einer weiteren Verringerung der Dichte und in der Steigerung der Duktilität. Auch die Erhöhung der Kriechbeständigkeit von Magnesiumbasislegierungen, bei gleichzeitiger Beibehaltung günstiger Verarbeitungseigenschaften, stellt ein bedeutendes Ziel der Entwicklung dar.

2.1.1 Reinmagnesium

Aufgrund der geringen Festigkeit hat reines Magnesium trotz seiner niedrigen Dichte von $1,74 \text{ kg/dm}^3$ als Konstruktionswerkstoff fast keine technische Bedeutung. Mit 45 GPa weist es einen vergleichsweise geringen Elastizitätsmodul auf. Der Schmelzpunkt beträgt 650°C . Da der Siedepunkt lediglich 440°C oberhalb des Schmelzpunktes liegt, sind Schmelzschweißverfahren schwierig anwendbar. Spezifische Wärmekapazität und mittlerer thermischer Ausdehnungskoeffizient sind bei Raumtemperatur mit $1,038 \text{ kJ/kg * K}$ bzw. $25 * 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ mehr als doppelt, die Wärmeleitfähigkeit (156 W/m * K) etwa dreimal höher als diejenige von unlegiertem Stahl. Reines Magnesium besitzt ein hohes Dämpfungsvermögen, das in Abhängigkeit von der Versetzungsstruktur die Größenordnung der Dämpfung weicher Polymere erreichen kann [1].

Magnesium kristallisiert in hexagonal dichtester Kugelpackung (hdp-Gitter, siehe Abbildung 2.1, links). Netzebenen und Gitterrichtungen im Kristall können durch Miller- und Richtungsindizes (hkl) und $\langle uvw \rangle$, die sich auf das in Abbildung 2.1 (rechts) gezeigte Kristallkoordinatensystem a_1 , a_2 und c beziehen, angegeben werden. In der Regel verwendet man jedoch die viergliedrigen Miller-Bravais-Indizierungen ($h'k'il'$) und $\langle u'v'tw' \rangle$, die sich auf das Koordinatensystem a_1 , a_2 , a_3 und c beziehen. Die folgenden Gleichungen geben die Beziehungen zwischen den dreigliedrigen und den viergliedrigen Indizierungen wieder:

$$\begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} h' \\ k' \\ l' \end{pmatrix}, \quad \begin{pmatrix} h' \\ k' \\ i \\ l' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} h \\ k \\ -h-k \\ l \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.1 und 2.2})$$

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} v' + 2u' \\ u' + 2v' \\ w' \end{bmatrix}, \quad \begin{bmatrix} u' \\ v' \\ t \\ w' \end{bmatrix} = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} 2u-v \\ 2v-u \\ -u-v \\ 3w \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2.3 und 2.4})$$

Die Verwendung der Miller-Bra-vais'schen-Indizierung ermöglicht, wie im kubischen System üblich, die Bestimmung symmetrisch äquivalenter Ebenen und Richtungen durch einfaches Vertauschen der ersten drei Indizes. In Abbildung 2.2 sind die wichtigsten kristallographischen Ebenen wiedergegeben. Die mit dem Abstand $c/2$ in einer Doppelgitterstruktur angeordneten Basalebenen sind am dichtesten mit Atomen belegt. Alle anderen Ebenen sind durch geringere Belegungsdichte und ungleichmäßige Netzebenenabstände gekennzeichnet. Darüber hinaus weisen sie im Modell starrer Kugeln eine mehr oder weniger starke Welligkeit auf. Die Richtungen mit der höchsten Belegungsdichte sind vom Typ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Mit den Gitterparametern $a = 0,3203$ nm und $c = 0,5199$ nm ergibt sich für die hexagonale Elementarzelle von Magnesium ein Achsenverhältnis (c/a -Verhältnis) von 1,623, das nur geringfügig kleiner ist, als das nach dem Modell dichtest gepackter Kugeln ideale Verhältnis (1,633). Aufgrund der hexagonalen Gitterstruktur zeigt der Einkristall in vielen Eigenschaften eine deutliche Anisotropie. So beträgt der lineare Ausdehnungskoeffizient nach [4] bei 27°C in c-Richtung der hexagonalen Elementarzelle $25,7 * 10^{-6}$ K $^{-1}$, in a-Richtung jedoch $24,7 * 10^{-6}$ K $^{-1}$. Mit zunehmender Temperatur steigt zwar der thermische Ausdehnungskoeffizient, die Richtungsabhängigkeit der thermischen Dehnung nimmt jedoch ab. Bei 527°C beträgt er in c-Richtung $30,5 * 10^{-6}$ K $^{-1}$, in Querrichtung $29,8 * 10^{-6}$ K $^{-1}$ [4]. Im Polykristall führt die Anisotropie der thermischen Dehnung zu thermischen Spannun-

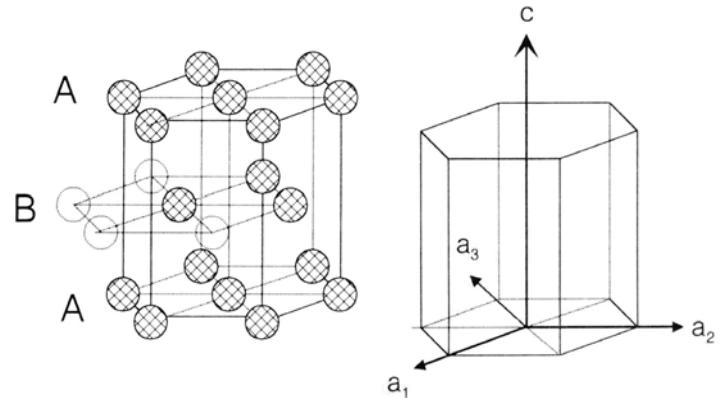


Abbildung 2.1: Stapelfolge in hexagonal dichtester Kugelpackung (links). Elementarzelle mit Koordinatensystem (rechts) [2].

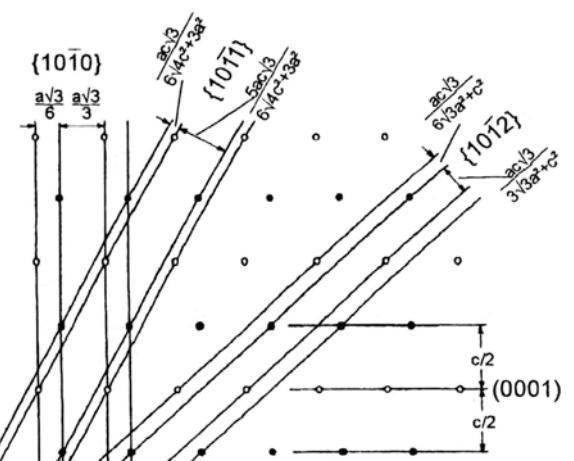


Abbildung 2.2: Gleitebenen in hdp-Strukturen, nach [3].

gen, bei Vorliegen einer kristallographischen Textur außerdem zu Abweichungen vom mittleren linearen Ausdehnungskoeffizienten. Das elastische Verhalten des Einkristalls ist ebenfalls anisotrop. Es lässt sich durch eine Steifigkeitsmatrix mit fünf unterschiedlichen Koeffizienten ($C_{11} = 59,3$; $C_{33} = 61,5$; $C_{44} = 16,4$; $C_{12} = 25,7$; $C_{13} = 21,4$ in GPa [4]) darstellen. Die größte Steifigkeit findet man mit ca. 48 GPa in [0001]-Richtung, den höchsten Verlust an Steifigkeit (ca. 9%) in [10̄12]-Richtung.

2.1.1.1 Verformungsverhalten bei niedrigen Temperaturen

Bei niedrigen Temperaturen erfolgt die plastische Verformung von Magnesium durch Versetzungsbewegungen und durch mechanische Zwillingsbildung. Das Gleiten von Versetzungen erfolgt auf den dichtest gepackten Basalebenen vom Typ {0001}. Da von den drei Gleitrichtungen des Typs $<11\bar{2}0>$ (siehe Abb. 2.3 [5]) nur zwei von einander unabhängig sind, stehen lediglich zwei aktive, voneinander unabhängige Gleitsysteme bereit. Demgegenüber ist eine beliebige plastische Verformbarkeit polykristalliner Werkstoffe ohne Dehnungskompatibilitäten an den Korngrenzen nach dem „von-Mises-Kriterium“ an mindestens fünf voneinander unabhängige Gleitsysteme gebunden. Polykristallines Magnesium lässt sich deshalb bei niedrigen Temperaturen nur schlecht verformen - es zeigt im Vergleich zu Metallen mit kubisch raumzentrierter bzw. kubisch flächenzentrierter Gitterstruktur ein spröderes Verformungsverhalten.

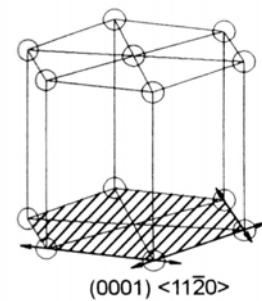


Abbildung 2.3: Basisgleitung im hexagonalen Gitter [5].

Neben dem kristallographischen Gleiten in den Basalebenen beobachtet man bei Raumtemperatur die mechanische Zwillingsbildung als wichtigen Verformungsmechanismus des Magnesiums. Bei der Zwillingsbildung wird ein Kristallbereich durch Scherverformung in eine zur Ausgangslage (Matrix) spiegelsymmetrische Lage überführt (siehe Abb. 2.4 [6]).

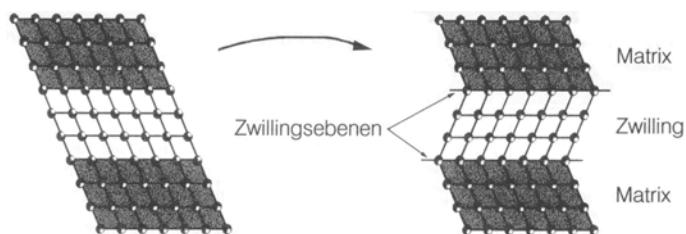


Abbildung 2.4: Prinzip der Zwillingsbildung [6].

Die Spiegelebene zwischen Zwilling und Matrix bezeichnet man als (kohärente) Zwillingsebene, die anderen Grenzflächen des Zwillings als inkohärente Zwillingsgrenzen. Aufgrund der Spiegelsymmetrie besitzen Zwillingsgitter und Matrix die gleiche Kristallstruktur, das Gitter des Zwillings erscheint jedoch um 180° um die Normale der Zwillingsebene gedreht. Wie in Abbildung 2.5 [7] dargestellt, erfolgt die Zwillingsbildung im hexagonalen Gitter auf Zwillingsebenen (ZE) vom Typ {10̄12}, wobei sich die Matrixatome parallel zu Verschiebungsebenen (VE) vom Typ {12̄10} in die Zwillingsposition umklappen. Die Verschiebungsrichtung (VR) ist vom Typ <10̄11>, die Bewegung der Atome liegt in der Größenordnung der Gitterparameter. Das relativ kleine c/a-Verhältnis des Magnesiums führt dazu, dass sich der Kristall bei Zwillingsbildung in [0001]-Richtung (also senkrecht zu den

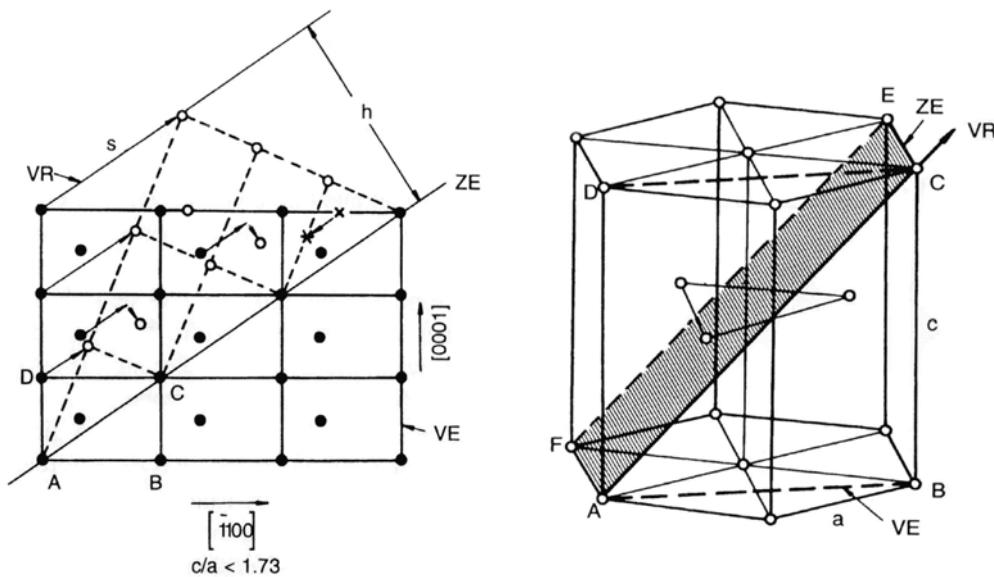


Abbildung 2.5: Zwillingsbildung in hexagonalen Kristallen [7].

Basalebenen) verlängert, in den anderen jedoch verkürzt. Zwillingssysteme lassen sich nur dann betätigen, wenn die Zwillingsscherung die aufgeprägten Formänderungen begünstigt. Für reines Magnesium kann Zwillingsverformung somit durch Zugbeanspruchung in Richtung der c-Achse (normal zu den Basalebenen), sowie durch Druckbeanspruchung parallel zu den Basalebenen, ausgelöst werden. Im Gegensatz zur kristallographischen Gleitung ist die Zwillingsverformung einsinnig, d.h. Zwillingsbildung tritt nur in einer, nicht jedoch in der umgekehrten Beanspruchungsrichtung auf – allerdings belegen Untersuchungen an Magnesiumbasislegierungen von [8] eine begrenzte Reversibilität der Zwillingsbildung. Mit zunehmendem Abstand der Atome von der Zwillingsebene steigt der Weg, den sie bei der Zwillingsbildung zurücklegen müssen. Die lokale Verformung verursacht dabei Mikroeingespannungen, wodurch ein erheblicher Teil der Verformungsarbeit gebunden wird. Um den Energiezuwachs gering zu halten, sind Verformungszwillinge in Polykristallen meist sehr schmal. Der ausschließlich durch die Zwillingsbildung verursachte Verformungsbeitrag ist eher gering, und nimmt mit sinkender Korngröße noch weiter ab [9]. Die Orientierungsänderung der verzwillingten Bereiche stimuliert jedoch die kristallographische Gleitung, da die Basalebenen in eine zur Beanspruchungsrichtung günstigere Position gelangen [10].

Ähnlich der martensitischen Umwandlung im Stahl erfolgt der Umklappvorgang der Zwillingsbildung spontan, also praktisch mit Schallgeschwindigkeit. Die hierbei ausgelösten Schallwellen können äußerlich als Knacken oder Knistern hörbar werden. Die Zwillingsbildung führt zu einem gezackten Verlauf der Verfestigungskurve, wie in Abbildung 2.6 am Beispiel eines Zugversuchs an einem Zn-Einkristall gezeigt wird. Das schlag-

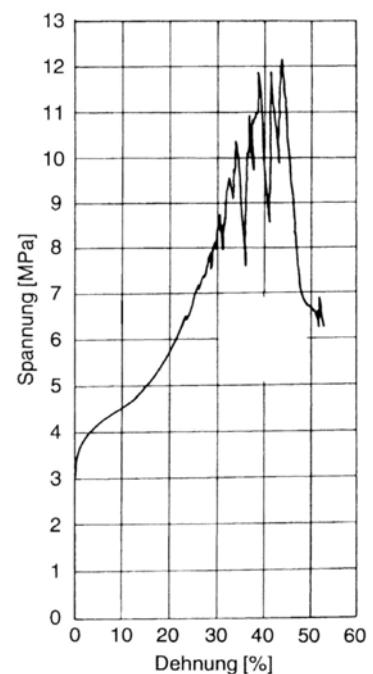


Abbildung 2.6: Verfestigungskurve eines Zn-Einkristalls [7].

artige Umklappen der Gitterbereiche in die Zwillingsposition bewirkt eine temporäre Entlastung der Probe. Mit weiterer Zunahme der Totaldehnung steigt die Spannung zunächst entlang der elastischen Geraden, bis wiederum plastische Verformung einsetzt, die bei Zwillingsbildung zu einem erneuten Spannungseinbruch führt.

Werkstoffe mit einer starken Tendenz zur mechanischen Zwillingsbildung weisen oft auch eine hohe Dichte an Rekristallisationszwillingen auf. Verformungs- und Rekristallisationszwillinge besitzen zwar die gleiche atomistische Anordnung, mit der Bildung von Rekristallisationszwillingen geht jedoch keine Scherung einher. Im metallographischen Schliff erkennt man Verformungszwillinge an der relativ geringen Dicke sowie an ihren oftmals spitz zulaufenden Enden (siehe Abb. 2.7). Demgegenüber zeichnen sich Rekristallisationszwillinge, wie in Abbildung 2.8 zu erkennen ist, durch charakteristisch gerade Korngrenzen aus [7].

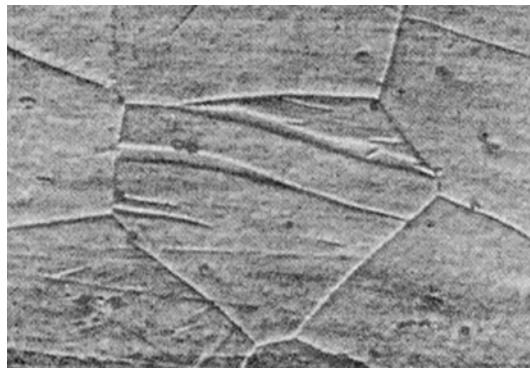


Abbildung 2.7: Verformungszwillinge in Reinmagnesium [9].

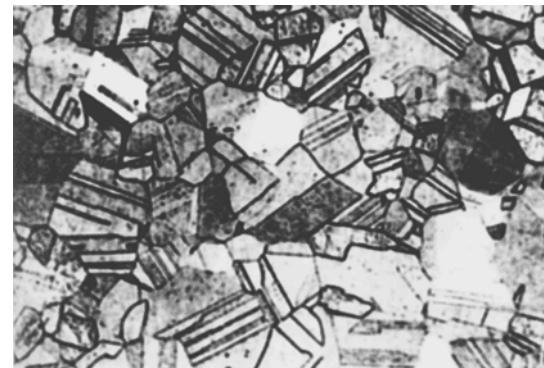


Abbildung 2.8: Rekristallisationszwillinge in einer Cu-Zn-Legierung [7].

2.1.1.2 Verformungsverhalten bei höheren Temperaturen

Bei Temperaturen oberhalb von 225°C [2] werden im reinen Magnesium zusätzliche Gleitsysteme aktiviert:

- Die einfache Pyramidalgleitung vom Typ $\{1\bar{1}01\} <11\bar{2}0>$,
- die c+a-Pyramidalgleitung vom Typ $\{11\bar{2}2\} <11\bar{2}\bar{3}>$ sowie
- die einfache Prismengleitung vom Typ $\{1\bar{1}00\} <11\bar{2}0>$ [5, 11] (Abb. 2.9).

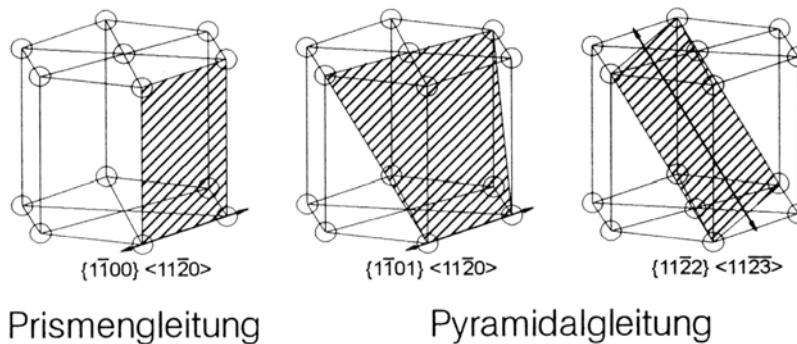


Abbildung 2.9: Prismen- und Pyramidalgleitung im hexagonalen Gitter [5].

Die hohe Zahl aktiver Gleitsysteme stellt bei der plastischen Verformung polykristallinen Magnesiums den Zusammenhalt an den Korngrenzen sicher, so dass Umformprozesse wie Walzen, Strangpressen oder Schmieden möglich sind. Außerdem findet mit steigender Temperatur ein kontinuierlicher Übergang von zeitunabhängiger zu zeitabhängiger Verformung statt. Zeitabhängige Deformation bei konstanter Spannung und Temperatur bezeichnet man als Kriechen, das zeitliche Abklingen einer Spannung bei konstanter Totaldeformation und Temperatur als Spannungsrelaxation. Die Zeitabhängigkeit der Kriechdehnung wird durch die Kriechkurve $\varepsilon_t = f(t)$ charakterisiert, die für reine Metalle und einphasige Legierungen oft den idealen Verlauf aufweist. Der ideale Verlauf der Kriechkurve lässt sich, entsprechend der Änderung der Kriechgeschwindigkeit, in drei Bereiche unterteilen: Mit der Lastaufbringung beginnt der primäre Bereich, in dem die Kriechgeschwindigkeit etwa exponentiell mit der Zeit bis zu einem konstanten Wert abnimmt (auch Übergangskriechen genannt). Im sekundären Bereich bleibt die Kriechgeschwindigkeit konstant (stationäres Kriechen) und steigt im tertiären Bereich (beschleunigtes Kriechen) exponentiell [12] bis zum Kriechbruch an. Obwohl Kriechprozesse theoretisch schon bei sehr niedrigen Temperaturen stattfinden, werden zeitabhängige Verformungen in technisch relevanter Größenordnung meist erst bei Temperaturen von $T = 0,4 T_s$ (in K) (bei reinem Magnesium ca. 96°C) erreicht. Wichtige Einflussgrößen für das Kriechverhalten sind u.a. Temperatur, Spannung und Beanspruchungsrichtung, Mikrostruktur (z.B. Korngröße und kristallographische Orientierung) sowie die Werkstoffvorgeschichte.

Die das Kriechverhalten dominierenden unterschiedlichen Verformungsmechanismen lassen sich für stationäre Kriechprozesse, in Abhängigkeit der homologen Temperatur (T/T_s in [K]) und der normalisierten Vergleichsspannung (von Mises-Vergleichsspannung, bezogen auf den Schubmodul G) in Verformungsmechanismus-Karten darstellen. Ein Beispiel bildet das in Abbildung 2.10 gezeigte Diagramm [13], gültig für Magnesium mit einer Korngröße von 0,1 mm. Im oberen Bereich des Diagramms findet aufgrund hoher Spannungen eine konventionelle plastische Verformung (Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung) statt. Der mittlere Bereich repräsentiert das Potenzgesetzkriechen, das auf thermisch aktivierter Versetzungsbewegung (Versetzungsklettern) beruht. Der für das Klettern von Versetzungen notwendige Stofftransport erfolgt im Bereich des

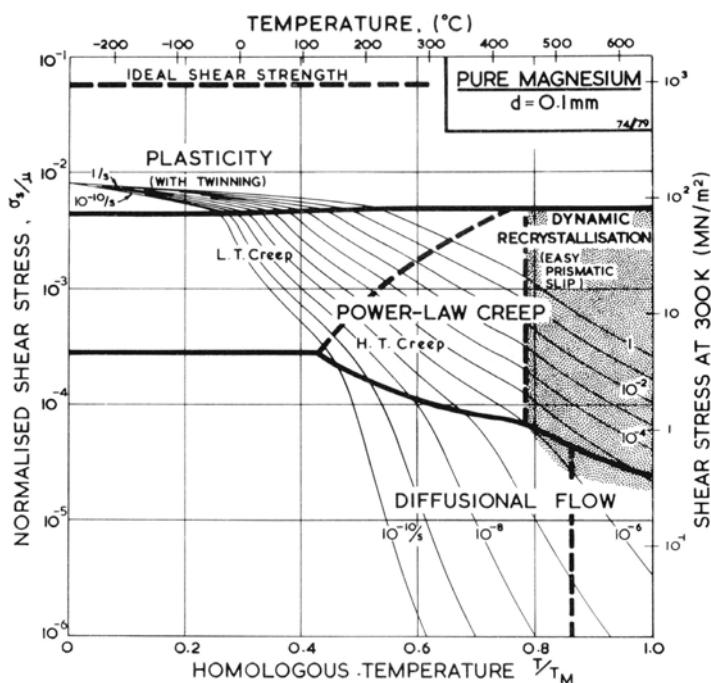


Abbildung 2.10: Verformungsmechanismuskarte für Rein-magnesium [13].

Hochtemperaturkriechens (H. T. Creep) durch Volumendiffusion, da die für diese Kriechprozesse notwendige Aktivierungsenergie etwa der Aktivierungsenergie für Selbstdiffusion entspricht. Demgegenüber erfolgt der Stofftransport beim Niedertemperaturkriechen (L. T. Creep) hauptsächlich innerhalb der Versetzungskerne, da hier die Aktivierungsenergie für das Kriechen der Aktivierungsenergie der Versetzungskerndiffusion entspricht. Übersteigt die homologe Temperatur bei nicht zu kleiner Dehngeschwindigkeit den Wert von 0,78, so wird das Potenzgesetzkriechen durch dynamische Rekristallisation überlagert. Für das Diffusionskriechen ist im Bereich niedrigerer Temperaturen der Stofftransport entlang der Korngrenzen (Cobble-Kriechen) der vorherrschende Mechanismus - bei höheren Temperaturen überwiegt die Wirkung der Gitterdiffusion des Magnesiums (Nabarro-Herring-Kriechen). Aufgrund der hohen Temperaturen bzw. geringer Verformungsgeschwindigkeiten sind die Bereiche des Diffusionskriechens und der dynamischen Rekristallisation für den Einsatz von Magnesiumbauteilen allerdings kaum relevant.

2.1.1.3 Kristallographische Textur

Die kristallographische Orientierung der Körner in polykristallinen Werkstoffen entspricht nur selten einer statistisch regellosen Verteilung. Vielmehr führen der Herstellungsprozess und die Beanspruchungsvorgeschichte zu einer mehr oder weniger ausgeprägten kristallographischen Textur. Vorzugsorientierungen können sich schon durch die Erstarrung bilden, da bestimmte Wachstumsrichtungen während der Kristallisation bevorzugt werden. Im Gegensatz zu den meisten Metallen mit hexagonaler Gitterstruktur vollzieht sich bei Magnesium das stärkste Wachstum jedoch nicht in $<10\bar{1}0>$ -Richtung, sondern in $<11\bar{2}0>$ -Richtung [14].

Darüber hinaus führt die geringe Symmetrie des hexagonalen Kristallgitters bei plastischer Deformation durch Versetzungsbewegung und Zwillingsbildung zu Texturen, da die richtungsabhängige Verformbarkeit die Kristallite in bevorzugte Lagen rotieren lässt.

Die in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung durch Strangpressen, Walzen und unidirektionales Schmieden entstehenden Vorzugsorientierungen sind in Abbildung 2.11 schematisch wiedergegeben. Im Gegensatz zu der hier gezeigten, vollständigen Ausrichtung der Gitterebenen bewirken die Umformvorgänge tatsächlich nur eine teilweise Ausrichtung,

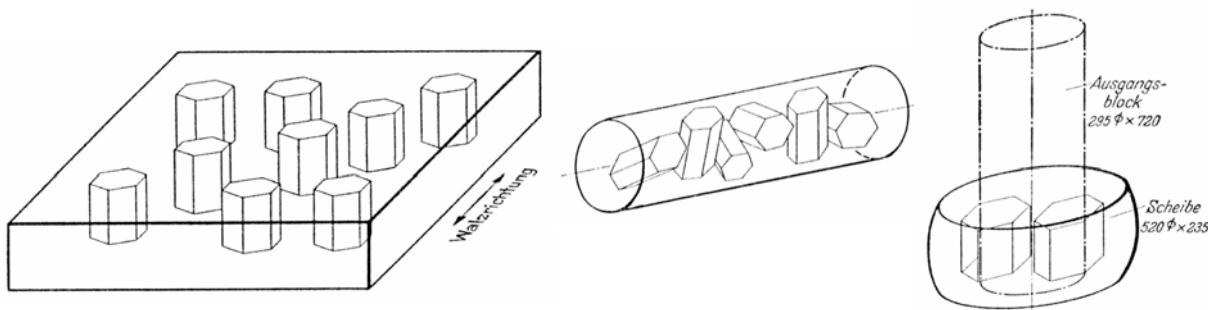


Abbildung 2.11: Vorzugsorientierungen nach Walzen (links), Strangpressen (Mitte) und unidirektionalem Schmieden (rechts) [9].

wie die in Abbildung 2.12 gezeigten Polfiguren der Basal- und Prismenebenen von Reinmagnesium nach Umformung im ebenen Dehnungszustand [15] erkennen lassen.

Ein wesentlicher Grund für die Entstehung der Texturen bei nicht zu hoher Temperatur ist die Richtungsabhängigkeit der Zwillingsbildung. Wie bereits erwähnt, können Zwillinge in Magnesium durch Druckspannungen parallel zu den Basalebenen, nicht jedoch durch Druckspannungen in Richtung der c-Achse entstehen. Durch Druckbeanspruchung eines Gefüges mit regellos verteilten Körnern bilden demnach nur diejenigen Gitterbereiche Zwillinge, deren c-Achse etwa normal zur Beanspruchungsrichtung liegt. Aufgrund des nahezu idealen Achsenverhältnisses von Magnesium reproduziert die Zwillingsbildung das ursprüngliche Gitter unter einem auf die c-Achsen bezogenen Winkel von ca. 86° [3, 16] so dass sich die Basalebenen des Zwillings etwa normal zur Beanspruchungsrichtung ausrichten. Wäre neben der Basisgleitung nur die Zwillingsbildung aktiv, so würde man eine scharfe Basaltextur erwarten, die jedoch nur selten beobachtet wird. Typische Walztexturen zeigen dagegen eine Abweichung der Basalpole um etwa $\pm 10^\circ$ von der Ideallage, die auch in „zweigipflige“ Verteilungen übergehen können, wie die (0002)-Polfigur eines kaltverfestigten, schwach angelassenen AZ31-Blechs¹ von ca. 3 mm Dicke (Abbildung 2.13, oben) zeigt. Die Ursache dieser Abweichungen liegt in der (sehr eingeschränkten) Aktivierung pyramidaler Gleitsysteme [15]. Erholungs- [17] und Rekristallisationsprozesse [11] bewirken keine grundsätzliche Änderung der Charakteristik der Textur – es tritt lediglich eine Abschwächung auf [18], wie das Beispiel des oben genannten AZ31-Blechs nach einstündiger Auslagerung bei 345°C (Abb. 2.13, unten) belegt [11].

Durch die mit steigender Temperatur eintretende Aktivierung pyramidaler und prismatischer Gleitsysteme verliert die Verformung durch Basalgleitung, vor allem aber die Zwillingsbildung, an Bedeutung. Oberhalb von 200°C beobachtet man mit steigender Verformungstemperatur einen Rückgang der in Abbildung

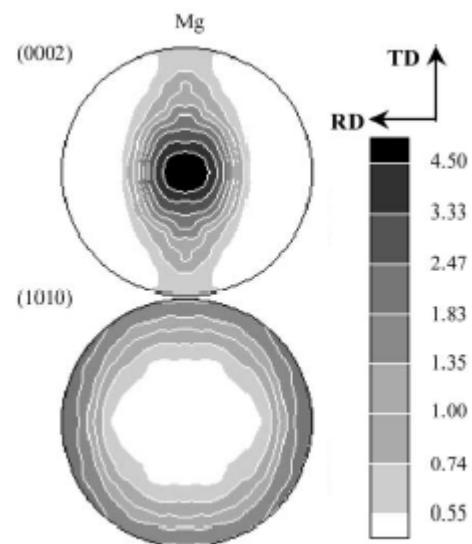


Abbildung 2.12: Polfiguren von Magnesium nach Verformung im ebenen Dehnungszustand [15].

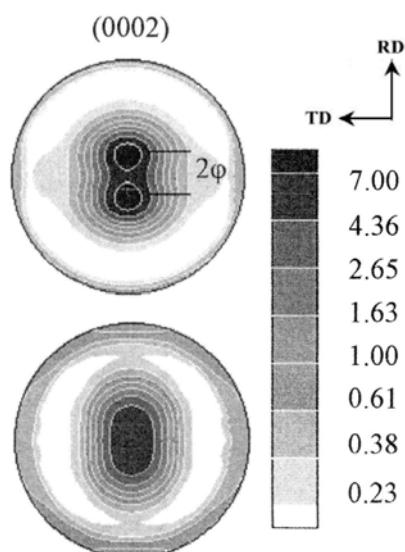


Abbildung 2.13: (0002)-Polfiguren von gewalztem AZ31 [11]. Oben: schwach angelassen, unten: rekristallisiert.

¹ Bereits geringe Anteile von Legierungselementen können aufgrund ihres Einflusses auf die Verformungsmechanismen deutliche Auswirkungen auf die Ausbildung der Verformungstextur haben. Aufgrund der Bedeutung der Magnesiumbasislegierung AZ31 für die vorliegende Arbeit wurde deshalb in den folgenden Beispielen auf diesen Werkstoff zurückgegriffen.

2.13 (oben) durch den Winkel 2ϕ charakterisierten Ungleichförmigkeit der „zweigipfligen“ Basaltextur - es vollzieht sich ein allmählicher Übergang auf die für Druckverformung bei erhöhter Temperatur typische, rotationssymmetrische (0001)-Textur [11, 19].

Da an der Texturentstehung stets thermisch aktivierte Prozesse beteiligt sind, hängt die Art der gebildeten Textur neben der Verformungstemperatur, zumindest im Bereich höherer [20] und geringer [19] Verformungsgeschwindigkeiten, auch von der Verformungsgeschwindigkeit ab.

Unter Berücksichtigung der Aktivierungsspannungen der verschiedenen Gleit- und Zwillingsysteme lassen sich durch einfache, isotherme Umformvorgänge erzeugte Texturen für einige Magnesiumwerkstoffe vorausberechnen, wie [15] zeigt. Die zur Berechnung der Texturentstehung unter thermisch-mechanischer Beanspruchung notwendigen Simulationswerkzeuge, die den Temperatur- und Geschwindigkeitseinfluss auf die Aktivierungsspannungen berücksichtigen, wurden bislang jedoch noch nicht entwickelt.

2.1.2 Magnesiumbasislegierungen

Zur gezielten Verbesserung der Eigenschaften wird Magnesium mit anderen Metallen legiert. Für die Kennzeichnung von Magnesiumbasislegierungen hat die Bezeichnung nach ASTM B 275 [21] weite Verbreitung gefunden. Hierbei bezeichnet man die Legierungen durch zwei die Hauptlegierungselemente symbolisierende Kennbuchstaben nach Tabelle 2.1, gefolgt von den gerundeten Massenanteilen dieser Elemente in Prozent. Demnach enthalten z.B. die in dieser Arbeit untersuchten Legierungen AZ31 und AZ91 nominell 3 bzw. 9 Ma.-% Aluminium sowie jeweils 1 Ma.-% Zink.

Kennbuchstabe	Legierungs-element	Kennbuchstabe	Legierungs-element	Kennbuchstabe	Legierungs-element
A	Aluminium	K	Zirkonium	R	Chrom
B	Wismut	L	Lithium	S	Silizium
C	Kupfer	M	Mangan	T	Zinn
D	Cadmium	N	Nickel	W	Yttrium
E	SE*	P	Blei	Y	Antimon
H	Thorium	Q	Silber	Z	Zink

*SE = Seltene Erden: Ce, La, Nd, Pr, Gd, Sm, Yb

Tabelle 2.1: Bezeichnung der Legierungselemente nach ASTM B 275.

2.1.2.1 Verarbeitungsverfahren für Magnesiumbasislegierungen

Wie bei Aluminiumwerkstoffen üblich, so unterteilt man auch Magnesiumbasislegierungen in Guss- und Knetlegierungen. Während bei den Gusslegierungen die Vergießbarkeit und das Formfüllungsvermögen im Vordergrund stehen, ist bei den Knetlegierungen die plastische Formbarkeit von besonderem Interesse. Aus wirtschaftlichen und verfahrenstechnischen

Gründen wird für die Herstellung von Magnesiumbauteilen überwiegend das Druckgießverfahren eingesetzt. In diesem Bereich wurden in den letzten Jahren über 90% des für Konstruktionszwecke eingesetzten Magnesiums verarbeitet [22], wobei die Automobilindustrie den Hauptabnehmer darstellt. Für geringere Fertigungslosgrößen setzt man Kokillenguss- und Sandgussverfahren ein. Moderne Gießverfahren, wie der Vakuum-Druckguss, vermeiden die Bildung von Gasporositäten [23]. Verglichen mit dem Druckgießverfahren ermöglichen Squeeze- und Thixo-Casting darüber hinaus größere Variationsbreiten der Wandstärke eines Bauteils bei geringerer Lunkerbildung und homogenerem Gefüge. Einen Überblick über moderne Druckgießverfahren bietet z.B. [24]. Werden besondere Anforderungen an die Verformungsfähigkeit oder an die Ermüdungsfestigkeit gestellt, so kommen eher Knetlegierungen zum Einsatz, bei denen die aus dem Gießprozess stammenden Ungänzen durch Warmumformung (typischer Temperaturbereich 250 - 430°C) weitestgehend beseitigt werden. Nach dem Umformen, z.B. durch Schmieden, Strangpressen oder Walzen, ergeben sich feinkörnige, porenl- und lunkerfreie Gefüge ohne erstarrungsbedingte Entmischungen. Neben der höheren Bruchdehnung sind die Knetlegierungen auch hinsichtlich anderer mechanischer Eigenschaften, wie z.B. der 0,2%-Dehngrenze (Abb. 2.14), vielen Gusslegierungen überlegen. Die durch

Umformvorgänge hervorgerufene Textur führt zu einer Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften [25 - 28], welche sich gezielt nutzen lassen. Die Neigung zur Zwillingsbildung führt bei texturierten Magnesiumwerkstoffen außerdem zu einer ausgeprägten Zug-Druck-Asymmetrie der Festigkeitswerte. Unerwünschte Anisotropieeffekte lassen sich durch dreidimensionales Schmieden bei geeigneter Temperaturlösung und Arbeitsabfolge weitgehend vermeiden [30].

Die gebräuchlichsten Legierungselemente für Magnesiumbasislegierungen sind Aluminium, Zink und Mangan. Die folgende Übersicht zeigt die Einteilung der Guss- und Knetlegierungsgruppen nach DIN EN 1753 bzw. DIN 1729-1. Dass der Vielfalt der genormten Gusslegierungsgruppen lediglich vier in Deutschland genormte Knetlegierungen (DIN 1729-1) gegenüberstehen, unterstreicht die herausragende Rolle der Gusslegierungen. Besonders häufig verwendete Gusslegierungen sind AZ91, AZ81 und AM60 [31]. Die Gusslegierungen AS41 und AS21 genügen höheren Anforderungen an das Kriechverhalten, bei vergleichsweise geringer Kostensteigerung. Aufgrund der in den Legierungsgruppen AE, QE, WE und ZE zur weiteren Erhöhung der Kriechbeständigkeit eingesetzten Seltenerdmetalle erhöhen

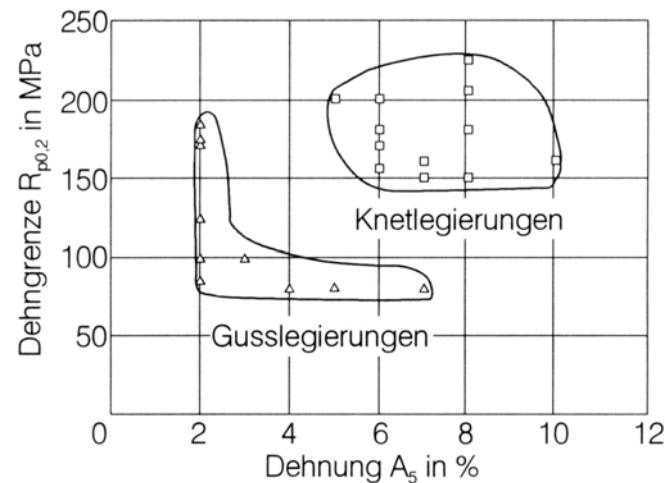


Abbildung 2.14: Festigkeits- und Dehnungsverhältnis von Magnesiumguss- und -knetlegierungen [29].

sich die Werkstoffkosten auf ein Niveau, das den Großserieneinsatz in der Automobilindustrie ausschließt. Aktuelle Entwicklungen zielen deshalb, unter Beibehaltung oder bei gleichzeitiger Verbesserung erwünschter Werkstoffeigenschaften [32], auf die Substitution kostenintensiver Legierungsbestandteile, z.B. durch die Erdalkalimetalle Ca und Sr, ab.

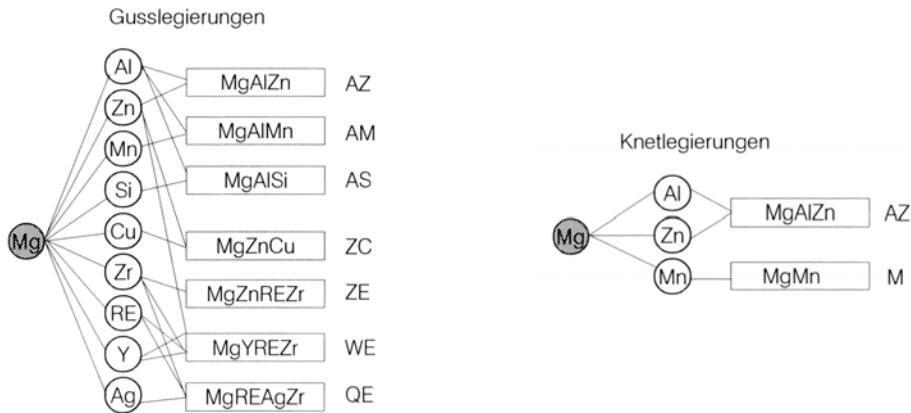


Abbildung 2.15: Einteilung der Guss- und Knetlegierungsgruppen nach DIN EN 1753 bzw. DIN 1729-1 [33].

Von den Knetlegierungen wird AZ31 am häufigsten verwendet. Die hinsichtlich der Festigkeit mit AZ31 vergleichbare Knetlegierung M2 besitzt aufgrund ihrer geringen Duktilität nur eine untergeordnete Bedeutung [30]. Mit steigenden Anforderungen an die Festigkeit kommen die Legierungen AZ61, AZ80, ZK30 und ZK60 zum Einsatz. Sind außerdem besondere Anforderungen an die Warmfestigkeit zu erfüllen, werden auch die (als Gusslegierungen genormten) Legierungen WE43 und WE54 durch Strangpressen oder Schmieden verarbeitet.

2.1.2.2 Wirkprinzipien legierungstechnischer Maßnahmen zur Festigkeitssteigerung

Neben den Verarbeitungseigenschaften stimmt man auch die mechanischen Eigenschaften und das Korrosionsverhalten durch geeignete Legierungsmaßnahmen auf das jeweilige Anforderungsprofil ab. Die zur Steigerung der spezifischen Festigkeit bei Raumtemperatur und bei höheren Temperaturen, sowie die zur Verbesserung der Duktilität und der Korrosionseigenschaften genutzten legierungstechnischen Maßnahmen stützen sich im Wesentlichen auf folgende Wirkprinzipien:

- Durch Zugabe geeigneter Legierungselemente werden zur Festigkeitssteigerung neben der Mischkristallverfestigung auch Ausscheidungs- und Dispersionshärtungsprozesse ermöglicht. Feinkornbildende Legierungszusätze (z.B. Zr), führen zu einer starken Zunahme der Korngrenzflächen, die (bei nicht zu hohen Temperaturen) ebenfalls festigkeitssteigernd wirken (Hall-Petch-Effekt).
- Duktilitätssteigerungen lassen sich ebenfalls durch feinkornbildende Legierungszusätze erzielen, da die Einzelbeträge der Verformungsdifferenzen zwischen unterschiedlich orientierten Nachbarkörnern infolge von Dehnungskompatibilitäten im Polykristall mit sinkender Korngröße abnehmen. Eine weitere Möglichkeit zur Duktilitätssteigerung

bieten Legierungselemente (z.B. Li, In), welche die Aktivierung zusätzlicher Gleitsysteme, auch unterhalb der Raumtemperatur, ermöglichen [34].

- Die Korrosionsbeständigkeit erhöht man sowohl durch Zusatz passivschichtbildender Legierungsbestandteile (z.B. Al, Be, Si, Ca, Y, Ge, Ga, P), als auch durch Kontrolle der Bildung kathodisch wirkender Ausscheidungen aus Schwermetallen. Hierzu begrenzt man z.B. den Fe-, Ni-, Co- und Cu-Anteil auf die für „high purity“-Legierungen typischen, niedrigen Konzentrationen, oder bindet Fe-Verunreinigungen durch Mn-Zugabe in intermetallischen Verbindungen ab [35, 36].

Maßnahmen zur Erhöhung der Kriechfestigkeit zielen ebenfalls auf die Mischkristallverfestigung, die Ausscheidungs- und die Dispersionshärtung ab, wobei optimale Ergebnisse durch eine Kombination der genannten Mechanismen erreicht werden. Die positiven Effekte der Mischkristallverfestigung beruhen hauptsächlich auf der Einschränkung der Beweglichkeit von Versetzungen, sowohl infolge der weitreichenden Verzerrung der Gleitebenen durch Legierungsatome, als auch durch Behinderung des Quergleitens von Versetzungen durch die Verminderung der Stapelfehlerenergie. Weiterhin ist die Verankerung von Versetzungen sowie die Stabilisierung von Stapelfehlern durch gelöste Legierungsatome möglich. Darüber hinaus kann durch geeignete Legierungsbestandteile ein positiver Einfluss auf die Solidustemperatur und den Diffusionskoeffizienten genommen werden.

Durch die Bildung von Ausscheidungen wird die Versetzungsbewegung ebenfalls erschwert. Wenn die Ausscheidungen einen wirksamen Beitrag zur Verringerung der Kriechverformung leisten sollen, müssen sie thermisch möglichst stabil sein. Diese Bedingung erfüllen am ehesten kohärente Ausscheidungen mit geringer Grenzflächenenergie, deren Bestandteile eine geringe Diffusivität im Matrixmetall aufweisen [37]. Alternativ lassen sich unterschiedliche Ausscheidungsvorgänge sequentiell staffeln, so dass neue Ausscheidungen entstehen, während sich die zuvor gebildeten auflösen oder überaltern. Aufgrund der Spannungsabhängigkeit des Ausscheidungsverhaltens [38] entstehen die Ausscheidungen jedoch bevorzugt in durch Zugspannungen aufgeweiteten Gitterbereichen, und leisten so einen Beitrag zum primären Kriechen. Damit Ausscheidungen ein wirksames Hindernis für Versetzungen darstellen, müssen sie in dichter Verteilung und mit einer gewissen Mindestgröße vorliegen. Mit Ausscheidungen, die einen hohen Anteil an Matrixmetall enthalten, ist dies schon bei verhältnismäßig kleinen Konzentrationen an Legierungselementen zu erreichen. Ferner sollten die Ausscheidungen von ausreichender Festigkeit sein, damit sie nicht von den Versetzungen geschnitten werden können.

Für im Druckgießverfahren hergestellte Magnesiumbauteile wird eine Wärmebehandlung zur Ausscheidungshärtung jedoch nur in Ausnahmefällen durchgeführt. Neben der Gefahr der Blasenbildung durch die Expansion gasgefüllter Poren entsteht durch Kornvergrößerung beim Lösungsglühen ein Festigkeitsabfall, der durch die Ausscheidungshärtung kaum zu kompensieren ist. Andererseits ist die Ausscheidungshärtung von Sandgussteilen gängige

Praxis. So entstehen durch Ausscheidungshärtung der im Sandguss verarbeiteten Magnesiumbasislegierung WE43 feinstverteilte Ausscheidungen, welche nicht nur die mechanische Festigkeit, sondern aufgrund ihrer thermischen Stabilität auch die Kriechfestigkeit stark erhöhen. Hierdurch wird verständlich, weshalb Druckgussteile aus Magnesiumbasislegierungen hinsichtlich des Kriechverhaltens den Aluminiumwerkstoffen unterlegen sind, spezielle, im Sandguss verarbeitete Magnesiumlegierungen nach geeigneter Wärmebehandlung die Kriechfestigkeit von Aluminiumlegierungen jedoch übertreffen [39].

Für die Dispersionshärtung setzt man Legierungselemente (z.B. Si, RE, Sr, Ca) hinzu, welche eine dichte Verteilung intermetallischer Partikel während des Erstarrungsprozesses bilden. Diese Partikelverteilungen sollten für eine optimale Wirksamkeit einen hohen Dispersionsgrad f/r aufweisen, wobei f der Volumenanteil und r der mittlere Radius der Partikel ist. Bilden die genannten Dispersoide im Bereich der Korngrenzen dreidimensionale Netzstrukturen aus, so verstärkt sich ihre Wirksamkeit hinsichtlich der Steigerung der Kriechfestigkeit. Eine weitere Steigerung der Kriechbeständigkeit wurde beobachtet, wenn sich die Dispersoide mit dem zur Mischkristallverfestigung zugesetzten Element verbinden und somit den Anteil des niedrigschmelzenden Eutektikums entlang der Korngrenzen reduzieren [39].

2.1.2.3 Legierungssystem Mg-Al-Zn

Das Legierungssystem Mg-Al-Zn stellt die Basis für die AZ-Legierungsreihe dar. Gebräuchliche Legierungen dieser Reihe weisen einen maximalen Aluminiumanteil von 10 Ma.-% auf, der Zinkanteil beträgt meist deutlich weniger als 4 Ma.-%. Wie die Zustandschaubilder Mg-Al bzw. Mg-Zn (Abb. 2.16) erkennen lassen, liegen diese Konzentrationen - jedes Legierungselement für sich betrachtet - unterhalb der maximalen Löslichkeit im Magnesium-Mischkristall. Die maximale Löslichkeit von Aluminium in Magnesium liegt bei

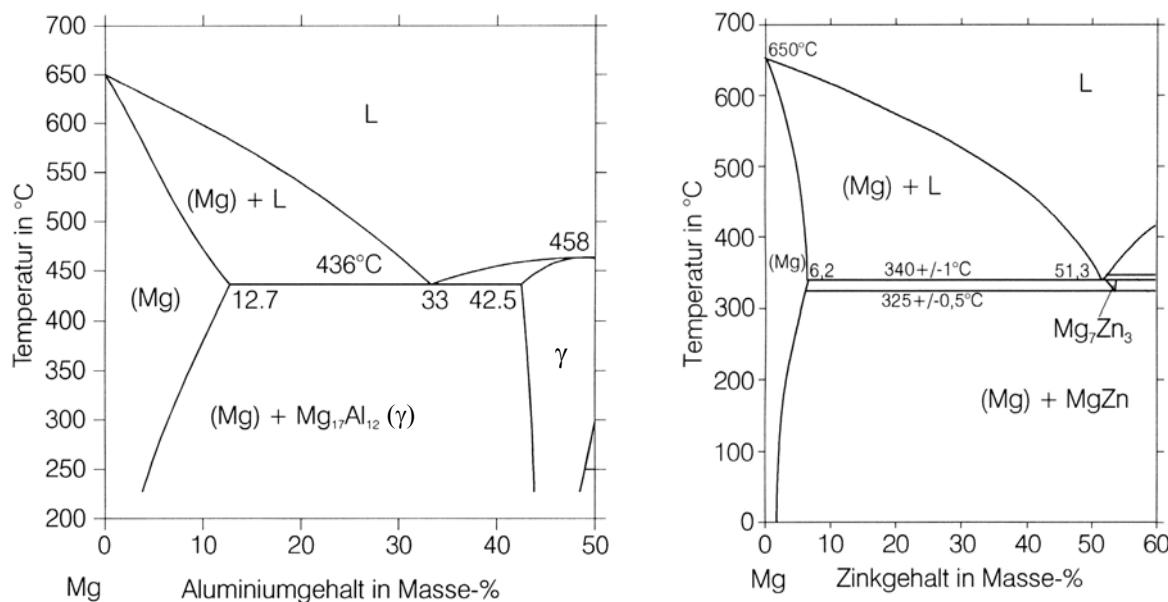


Abbildung 2.16: Zustandsschaubild Mg-Al nach [40] in [42] (links) bzw. Mg-Zn nach [41] in [42] (rechts).

der eutektischen Temperatur von 436°C und beträgt 12,7 Ma.-%. Zink löst sich bei 340°C zu maximal 6,2 Ma.-% in Magnesium. Da die Löslichkeiten bei Abkühlung stark absinken (2,3 Ma.-% Aluminium [43] bzw. 1,6 Ma.-% Zink [8] bei 100°C), besteht die Möglichkeit zur Ausscheidungshärtung. Beträgt der Zinkanteil weniger als 1,6 Ma.-%, so beeinflusst dieses Legierungselement die Löslichkeit von Aluminium in Magnesium nur unwesentlich [8]. Eine gesonderte Magnesium-Zink-Phase lässt sich im Gefüge auch bei Raumtemperatur und höheren Zinkkonzentrationen kaum feststellen [43 - 45].

Aufgrund der begrenzten Diffusionsfähigkeit der Legierungsbestandteile im Magnesium-Mischkristall erstarren AZ-Legierungen bei praktisch üblichen Abkühlgeschwindigkeiten nicht vollständig zu Magnesium-Mischkristallen. Vielmehr bilden sich Seigerungen, in denen die eutektische Konzentration erreicht werden kann. Thermodynamisch basierte Modellrechnungen zur Erstarrung einer AZ91-Legierung (9 Ma.-% Al, 1 Ma.-% Zn und 0,1 Ma.-% Mn), unter Annahme einer vollständigen Verhinderung der Diffusion in den festen Phasen (Scheil-Erstarrung), ergaben einen eutektischen Gefügeanteil von etwa 18 Ma.-%. Ferner ergaben sich, wie in Abbildung 2.17 gezeigt, kleinste Mengen der intermetallischen Verbindungen Al_8Mn_5 und $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ (jeweils ca. 0,06 Ma.-%) sowie ein geringer Anteil der ternären Phase Φ ($\text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2$) [46]. Experimentelle Befunde bestätigen den durch die Modellrechnung abgeschätzten eutektischen Anteil: In Abbildung 2.18 ist das Gefüge von im Druckguss verarbeitetem AZ91 wiedergegeben. Man erkennt zwischen den primär erstarrten Mischkristallen einen hohen Anteil an $(\text{Mg})\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Eutektikum [46].

Häufig beobachtet man auch entartete Eutektika, bei denen die γ -Phase ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) überwiegend isoliert auf den Korngrenzen vorliegt, da sich der Mischkristallanteil des Eutektikums an bereits vorhandene, primär erstarrte Mischkristalle anlagert. Ein Beispiel hierzu bietet die in Abbildung 2.19 (links) gezeigte Kokillengusslegierung GK-MgAl6Zn3 [43].

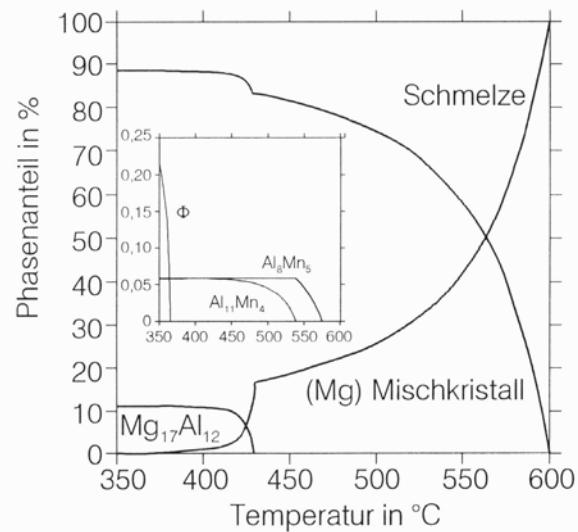


Abbildung 2.17: Berechnete Phasenanteile bei der Scheil-Erstarrung von AZ91 [46].

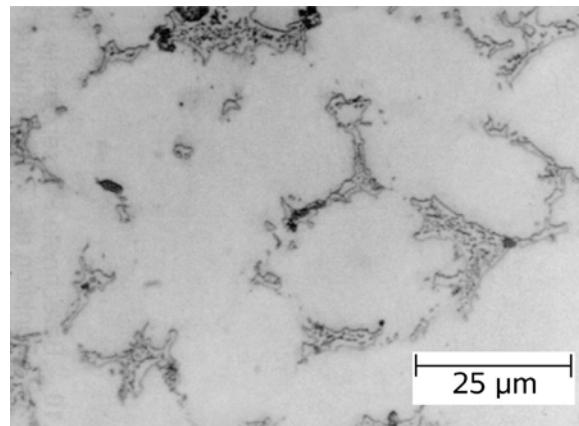


Abbildung 2.18: Gefüge von druckgegossenem AZ91 [46].

Nach dem Umformen, dem oft noch eine Homogenisierungsbehandlung vorangestellt wird, liegt die Magnesiumknetlegierung AZ31 mit einphasigem Gefüge vor. Die Ursache hierfür liegt neben dem relativ kleinen Anteil an Legierungselementen in der geringen Diffusionsfähigkeit dieser Elemente im Magnesium-Mischkristall. Demgegenüber finden sich im zeiligen Sekundärgefüge der stranggepressten Legierung AZ91F neben größeren Teilchen einer Al-Mn-Phase feinverteilte Ausscheidungen der γ -Phase (Abb. 2.19, rechts).

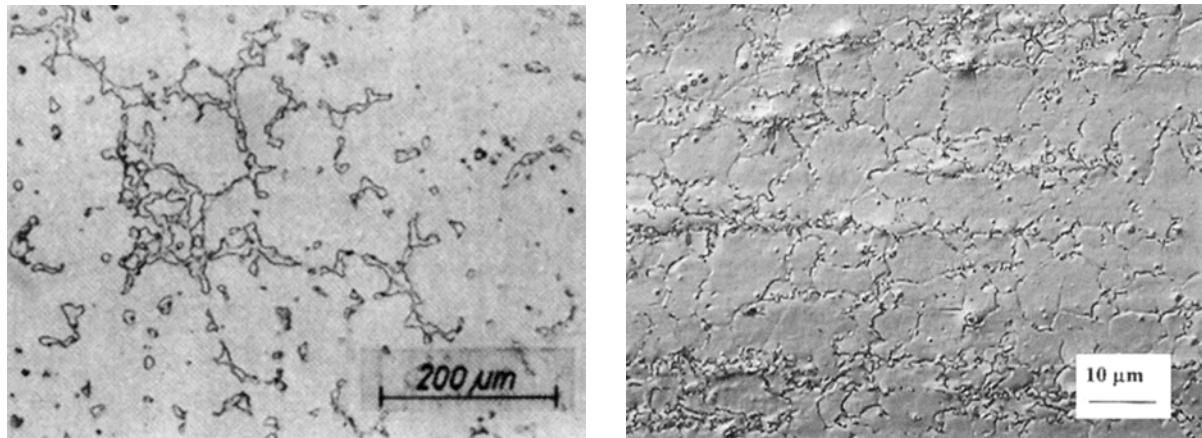


Abbildung 2.19: Primärgefüge der Kokillengusslegierung GK-MgAl6Zn3 (links) [43], zeiliges Sekundärgefüge von stranggepresstem AZ91F (rechts) [43].

2.2 Mechanische Eigenschaften der Aluminium-Zink-Magnesiumbasislegierungen

2.2.1 Elastisches Verhalten

Das elastische Verhalten von Magnesiumbasislegierungen wird neben dem nominellen Anteil an Legierungselementen auch von der Gefügeausbildung und dem Porenanteil [47], sowie von einer eventuell vorhandenen Textur beeinflusst.

Bei der Erstarrung von im Druckguss hergestellten Bauteilen aus AZ91 entsteht im oberflächennahen Bereich ein sehr feinkörniges, porenares Gefüge aus übersättigten α -Mischkristallen und überwiegend auf den Korngrenzen lokalisierte γ -Phase ($Mg_{17}Al_{12}$). Der mit zunehmender Bauteildicke abnehmende Anteil des relativ harten Randbereichs bewirkt ein Absinken des Elastizitätsmoduls. Man beobachtet z.B. bei Anstieg der Probendicke von 1 mm auf 6 mm ein Absinken des Elastizitätsmoduls um ca. 3% (von 43,6 auf 42,3 GPa) [48]. Darüber hinaus findet man mit zunehmender Probendicke einen steigenden Mikrolunker- und Porenanteil, der ebenfalls zu einem Absinken der Probensteifigkeit führt.

Da Magnesiumknetlegierungen nach dem Umformen eine relativ homogene, praktisch porena- und lunkerfreie Mikrostruktur aufweisen, werden diese Effekte dort nicht festgestellt. Im Allgemeinen besitzen umgeformte Magnesiumbauteile jedoch eine deutliche Textur, die sich aufgrund der auf die hexagonale Elementarzelle des Magnesiums bezogene Richtungsabhängigkeit der elastischen Konstanten (siehe Abschnitt 2.1.1) in einer makroskopischen Anisotropie des Elastizitätsmoduls wiederspiegelt.

Mit zunehmendem Anteil der γ -Phase steigt der Elastizitätsmodul, wie [47] am Beispiel von druckgegossenem AZ91 zeigt. Eine Steigerung des Volumenanteils der γ -Phase von 0% im lösungsgeglühten Zustand auf 17% nach 350-stündiger Auslagerung bei 165°C erhöht den Elastizitätsmodul von 43,2 auf 46 GPa.

Unabhängig von der Verarbeitung zeigt der Elastizitätsmodul von Magnesiumbasislegierungen eine deutliche Temperaturabhängigkeit, wie die in Abbildung 2.20 gezeigten Beispiele belegen. Sowohl die Knet- als auch die Gusslegierungen zeigen mit steigender Versuchstemperatur ein Absinken der im Zugversuch bestimmten Elastizitätsmoduln.

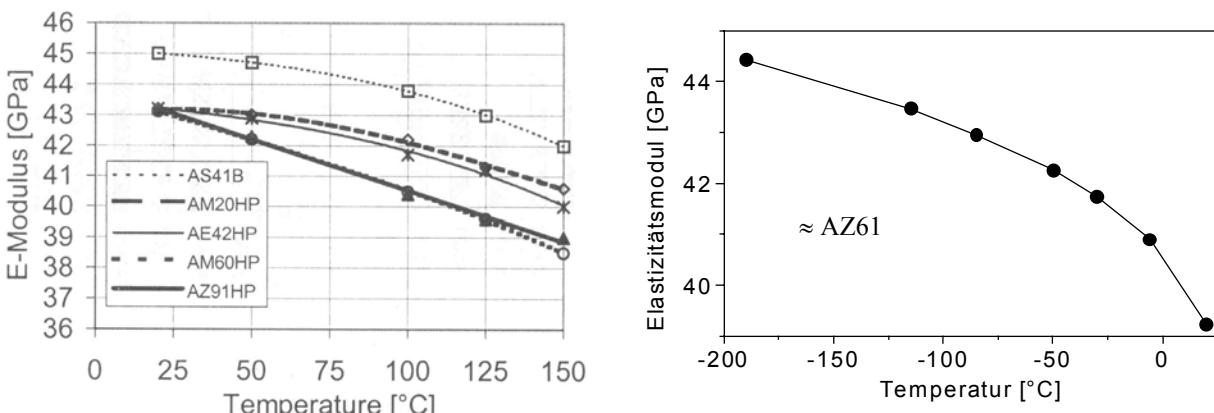


Abbildung 2.20: Abhängigkeit des E-Moduls verschiedener Magnesiumgusslegierungen von der Temperatur. Links: Druckgegossene Probestäbe mit einer Dicke von 5 mm [49]. Rechts: Knetlegierung \approx AZ61 [44].

2.2.2 Kriechfestigkeit und Relaxationsverhalten

Das Kriechverhalten von Magnesiumgusslegierungen der AZ-Reihe wird durch das Kriechverhalten der Korngrenzen und der korngrenzennahen Bereiche dominiert. Zwar fördern die durch Korngrenzen gestörten Kristallgitter generell die Kriechneigung, besonders nachteilig wirken jedoch die im Erstarrungsgefüge der Gusslegierungen auf den Korngrenzen lokalisierten eutektischen Gefügebestandteile mit relativ geringen Schmelzpunkt (eutektische Temperatur des (Mg)-Mg₁₇Al₁₂-Eutektikums ca. 437°C, Mg-Zn-Eutektikum ca. 340°C) [50]. Bei der Magnesiumgusslegierung AZ91 bewirken diese Bestandteile oberhalb einer Temperatur von 120°C [5] einen starken Festigkeitsabfall, wie die Kriechdiagramme ausgewählter Magnesium-Druckgusslegierungen [51] in Abbildung 2.21 zeigen.

Die für Druckgussbauteile typische, geringe Korngröße von 5 bis 100 µm führt zwar bei nicht zu hohen Temperaturen aufgrund des Hall-Petch-Effekts zu einer deutlichen Festigkeitssteigerung, sie bewirkt aber auch eine besonders hohe Kriechanfälligkeit. Den Einfluss des Korngrenzengleitens bei Kriechbeanspruchung belegen z.B. von [52] an geätzten AZ91-Kriechproben beobachtete Verschiebungen von Markierungslienien auf benachbarten Körnern.

Mit steigendem Aluminiumanteil findet man eine zunehmende Zug-Druck-Asymmetrie im Kriechverhalten aluminiumübersättigter Magnesiumbasislegierungen. Die bereits erwähnte Spannungsabhängigkeit von Ausscheidungsprozessen leistet unter Zugbeanspruchung einen größeren Beitrag zum primären Kriechen, als unter Druckbeanspruchung. In-situ Röntgenbeugungsexperimente bei einer Temperatur von 225°C belegen hierzu die Aufweitung des Matrixgitters von gegossenen AZ91-Proben während der Ausscheidung der Mg₁₇Al₁₂-Phase [53].

Relaxationsprozesse sind oft durch für Kriechprozesse gebräuchliche Gleichungen beschreibbar. Diese Tatsache begründet [54] mit der Ähnlichkeit des Zusammenhangs zwischen Spannung und Dehngeschwindigkeit, der sich für gegossenes AZ91hp als maximaler Verformungswiderstand ($\dot{\varepsilon}_{\min}$) im Kriechversuch bzw. bei durch Spannungssprüngen unterbrochener Relaxationsbeanspruchung einstellt, obwohl in beiden Fällen unterschiedliche Versetzungsstrukturen vorliegen.

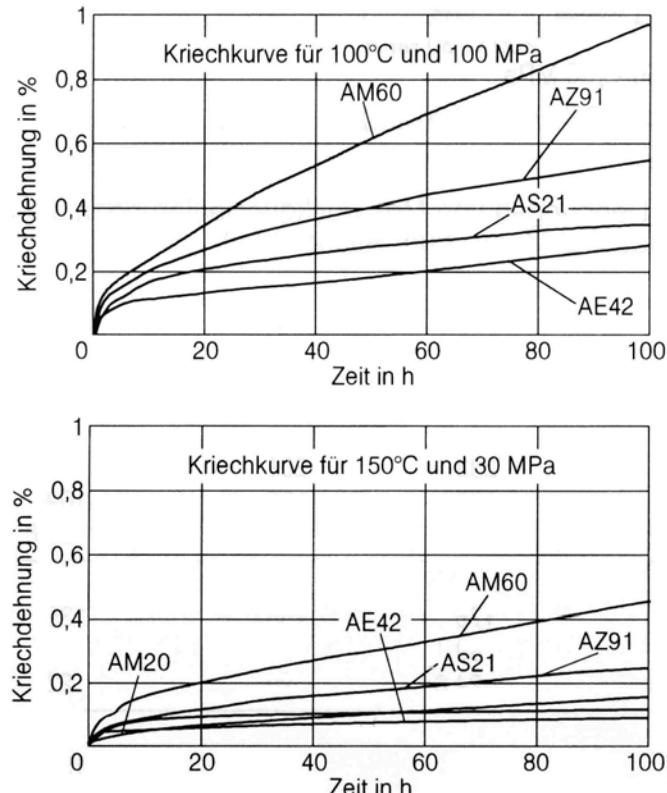


Abbildung 2.21: Kriechkurven von Mg-Druckgusslegierungen [51].

2.2.3 Festigkeitsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung bei Raumtemperatur

In Tabelle 2.2 sind im Zugversuch bestimmte Werte für die 0,2%-Dehngrenze, die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung (δ) für AZ31 und AZ91 bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von dem Verarbeitungsverfahren wiedergegeben. Man erkennt, dass diese Magnesiumbasislegierungen unter quasistatischer Belastung oft eine stärkere Abhängigkeit der Festigkeitskennwerte vom Verarbeitungsverfahren zeigen, als vom Anteil und der Art der zugesetzten Legierungselemente. Bei Raumtemperatur wirkt ein zunehmender Anteil von Legierungselementen jedoch festigkeitssteigernd, wenn optimale Verarbeitungsbedingungen eingehalten werden.

Legierung	Herstellungsverfahren	Behandlungs-zustand	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	δ [%]	Quelle
AZ31	geschmiedet	F	≥ 155	≥ 240	≥ 8	[55]
	stranggepresst + geschmiedet		191 - 323	245 - 335	9,4 - 20,3	[56]
	gewalzt bzw. stranggepresst		≥ 155	≥ 240	≥ 10	[55]
AZ91	Sandguss	F	90 - 120	160 - 220	2 - 5	[57]
	Kokillenguss		110 - 130	160 - 220	2 - 5	[57]
	Druckguss		140 - 170	200 - 260	1 - 6	[58]
	Rheocasting		-	200 - 260	4 - 7	[59]
	stranggepresst (bei 200 - 350°C)		227 - 364	325 - 400	1,9 - 7,1	[60]
	gewalzt (bei 400°C)		269	330	10,7	[61]
	Sandguss	T4	110 - 140	240 - 280	6 - 12	[57]
	Kokillenguss	T4	120 - 160		6 - 10	[57]
	Sandguss	T6	150 - 190		2 - 7	[57]
	Kokillenguss		150 - 190	240 - 300	2 - 7	[57]
	Rheocasting		-	210 - 270	8,5 - 11,5	[59]

Tabelle 2.2: Festigkeit der Magnesiumlegierungen AZ31 und AZ91 in Abhängigkeit von der Verarbeitung.

Bei Gussteilen verfolgt man zwei unterschiedliche Strategien zur Festigkeitssteigerung: Die relativ grobkörnigen Gefüge von im Sand- oder Kokillengussverfahren verarbeiteten Teilen lassen sich einer Ausscheidungshärtung unterziehen. Neben der Festigkeitssteigerung verbessert man hierdurch die Duktilität, da die γ -Phase ($Mg_{17}Al_{12}$) in der Form homogen verteilter, feiner Ausscheidungen weniger versprödend wirkt, als in Form des im Bereich der Korngrenzen lokalisierten, entarteten Eutektikums des Gusszustands [62]. Andererseits erzeugt man durch die z.B. im Druckgießverfahren üblichen, hohen Abkühlgeschwindigkeiten oder durch gezielte Keimbildung in semisoliden Prozessen (Thixo- oder Rheocasting) feinkörnige Gefüge höherer Festigkeit, da, wie z.B. Untersuchungen von [60, 63, 64] zeigen, die 0,2%-Dehngrenze auch für AZ31 und AZ91 mit sinkender Korngröße der Hall-Petch-Beziehung gemäß zunimmt. Eine Wärmebehandlung dieser Gefüge führt man nur in Ausnahmefällen

durch. Die Zielsetzung liegt dann meist in der Erhöhung der Duktilität, da der durch Ausscheidungshärtung möglichen Festigkeitssteigerung der Festigkeitsverlust durch Kornwachstum gegenüber steht.

Wie bereits erwähnt, resultiert die überdurchschnittliche Festigkeit und Duktilität der durch Umformverfahren verarbeiteten Magnesiumlegierungen aus feinkörnigen, oft einphasigen oder zumindest relativ homogenen, poren- und lunkerfreien Gefügen. Stets bildet sich jedoch eine mehr oder weniger ausgeprägte, für den jeweiligen Umformprozess charakteristische kristallographische Textur, die aufgrund der Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des hexagonalen Kristallgitters eine Anisotropie der makroskopischen Festigkeit des Polykristalls bewirkt. Allerdings beziehen sich die Festigkeitsangaben von Walz- oder Strangpresserzeugnissen in der Regel auf die Walz- oder Extrusionsrichtung. Schon unter Zugbeanspruchung werden in anderen Richtungen oftmals deutlich geringere Festigkeiten erzielt, wie die in Tabelle 2.3 wiedergegebenen Beispiele [28] für stranggepresstes AZ31 und AZ80 belegen. Die relativ hohen Festigkeitswerte unter Zugbeanspruchung in Pressrichtung resultieren aus der unter diesen Bedingungen stark erschwerten Plastizierbarkeit. Aufgrund der fast vollständig parallel zur Kraftrichtung ausgerichteten Basalebenen (siehe Abbildung 2.11) kann die Basisgleitung nicht aktiviert werden. Die Zwillingsbildung scheidet hier aufgrund der zur Kraftrichtung ungünstig orientierten Elementarzellen als bedeutender Verformungsmechanismus ebenfalls aus. Demgegenüber erreicht die 0,2%-Dehngrenze von quer zur Pressrichtung orientierten Proben nur ca. 60% der in Pressrichtung bestimmten Werte, da erhebliche Anteile der Körner eine für Basisgleitung bzw. eine für Zwillingsbildung günstige Orientierung aufweisen. In ähnlicher Weise werden die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung und die Brucheinschnürung von der Probenlage beeinflusst. Unter Druckbeanspruchung in Pressrichtung kann die 0,2%-Dehngrenze auf ca. 60% des im Zugversuch bestimmten Werts absinken, da der überwiegende Anteil der Körner für Zwillingsbildung günstig orientiert ist.

Legierung	Beanspruchungsrichtung	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{d,p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	δ [%]	ψ [%]
AZ31	in Pressrichtung	210	130	280	15	26
	normal zur Pressrichtung	140	120	255	11	12
AZ80	in Pressrichtung	245	190	340	12	14
	normal zur Pressrichtung	140	130	200	3	6

Tabelle 2.3: Festigkeitsmerkmale von stranggepresstem AZ31 und AZ80 in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung [28]. (δ = Bruchdehnung, ψ = Brucheinschnürung).

Im Vergleich zum Strangpressen wird durch Walzen eine schärfere Textur erzeugt, die auf eine Normale zur Blechebene bezogen, weitgehend rotationssymmetrisch ist (siehe Abschnitt 2.1.1.3). Dementsprechend ähnlich sind die in allen Richtungen parallel zur Blechebene gemessenen Festigkeitswerte, wie in Abbildung 2.22 [17] für Zugproben gezeigt wird, die unter verschiedenen Winkeln zur Walzrichtung aus einem AZ31-Blech entnommen wurden.

Die an Strangpresserzeugnissen beobachtete unterschiedliche Festigkeit unter Zug- und Druckbelastung [25] findet sich auch an gewalzten Magnesiumblechen, wie z.B. Untersuchungen von [26, 27] an AZ31 (Abb. 2.23) bzw. von [28] an AZ80 (Tabelle 2.4) belegen. Der Unterschied des Werkstoffwiderstands gegen einsetzende plastische Deformation ist auch hier auf die Abhängigkeit der Zwillingsbildung von der Beanspruchungsrichtung zurückzuführen.

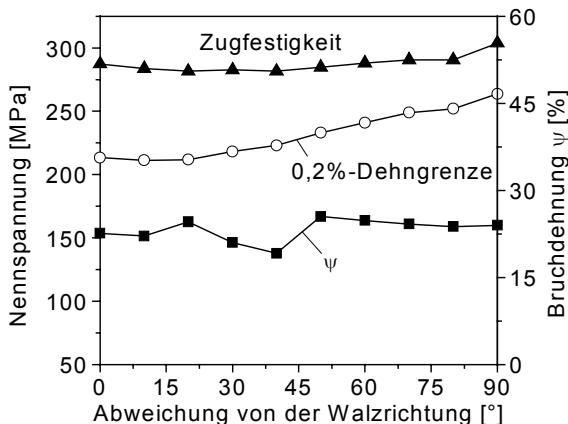


Abbildung 2.22: Zugfestigkeit, 0,2%-Dehgrenze und Bruchdehnung eines 1mm starken AZ31-Blechs in Abhängigkeit von der Probenorientierung [17].

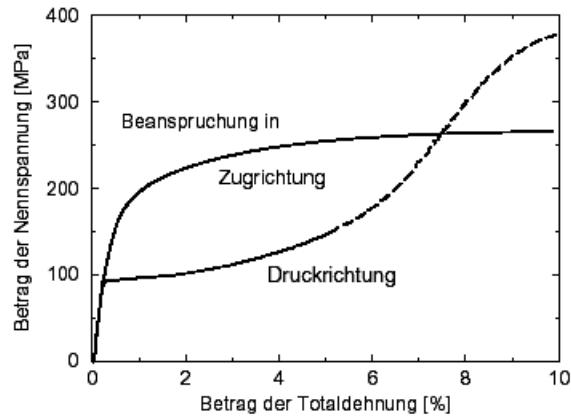


Abbildung 2.23: Spannung-Dehnung-Kurven von AZ31, ermittelt im Zug- bzw. Druckversuch bei Raumtemperatur [8].

Beanspruchungsrichtung	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_{d,p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	δ [%]	ψ [%]
AZ80 in Walzrichtung	290	185	340	8,2	14
AZ80 quer zur Walzrichtung	295	-	350	7,4	12

Tabelle 2.4: Festigkeit von gewalztem AZ80 in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung [28]. (δ = Bruchdehnung, ψ = Bruchdehnung, ψ = Bruchdehnung).

Im Gegensatz zu den durch Umformverfahren verarbeiteten Magnesiumlegierungen weisen die meist nur geringfügig texturierten Gussstücke in Zug- und Druckrichtung nahezu identische Beträge für die 0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze auf, wie Untersuchungen von [8] und [65] an druckgegossenem AZ91 belegen.

Viele Magnesiumlegierungen zeigen nach plastischer Vorverformung bei Umkehrung der Beanspruchungsrichtung einen deutlich verringerten Widerstand gegen einsetzende plastische Deformation. Dieser Effekt wird als Bauschingereffekt bezeichnet. Untersuchungen von [8] an gewalztem AZ31 und an druckgegossenem AZ91 ergaben nach einer Vorverformung in Zug- oder Druckrichtung mit einem Prozent Totaldehnung nach Umkehrung der Beanspruchung ein Absinken der 0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze um etwa 50%, wie das Beispiel für gewalztes AZ31 (Abb. 2.24) zeigt.

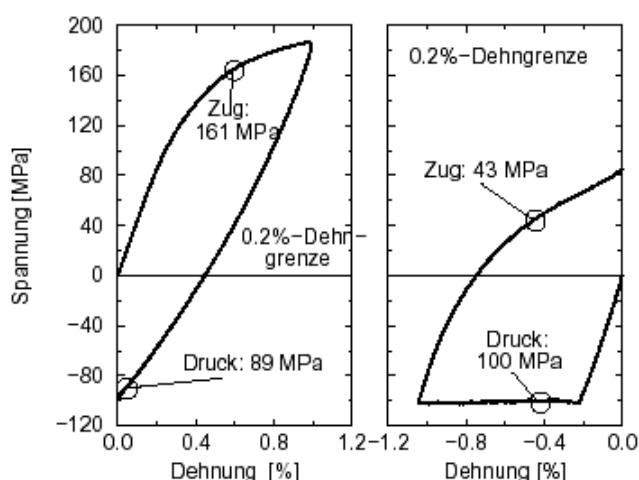


Abbildung 2.24: Spannung-Dehnung-Kurven von AZ31, Vorverformung auf 1% (links) bzw. -1% (rechts) und Rückverformung [8].

2.2.4 Festigkeitsverhalten unter quasistatischer Beanspruchung bei erhöhter Temperatur

Mit steigender Temperatur nehmen die 0,2%-Dehngrenze und die Zugfestigkeit von Magnesiumlegierungen ab, während die Bruchdehnung zunimmt. Knetlegierungen mit relativ homogenen, quasi einphasigen Gefügen zeigen auch bei erhöhter Temperatur eine mit dem Aluminiumanteil zunehmende Zugfestigkeit bei gleichzeitig abnehmender Bruchdehnung, wie in Abbildung 2.25 am Beispiel von gewalzten Blechen aus AZ31 bzw. AZ61 gezeigt ist.

An gegossenen AZ-Legierungen mit hohem Aluminiumanteil beobachtet man mit steigender Temperatur einen besonders stark ausgeprägten Festigkeitsabfall (siehe Abb. 2.26). Hierfür ist die im Gusszustand überwiegend auf den Korngrenzen lokalisierte γ -Phase ursächlich, die zwar bei moderaten Temperaturen eine festigkeitssteigernde Wirkung besitzt, mit zunehmender Temperatur jedoch „erweicht“ und somit das Korngrenzengleiten stimuliert.

Die mit steigender Temperatur zunehmende Aktivität alternativer Verformungsmechanismen (siehe Abschnitt 2.1.1.2) bewirkt ein Nachlassen der Richtungsabhängigkeit der Festigkeitswerte texturierter AZ-Legierungen [17]. Allerdings findet die Annäherung der Werkstoffwiderstände gegen einsetzende plastische Deformation aufgrund unterschiedlicher Ausgangs- und Belastungszustände nicht auf einem einheitlichen Temperaturniveau statt (vgl. Abb. 2.27). Die Zug-Druck-Anisotropie von in Walzrichtung beanspruchtem AZ31 (Beispiel in Abb. 2.23 nach [8]) verschwindet, wenn die 0,2%-Dehngrenze temperaturbedingt dem Betrag der nahezu temperaturunabhängigen Zwillingsseinsatzspannung entspricht. Demgegenüber ist die Zwillingsbildung bei den in Abbildung 2.27 gezeigten Beispielen für die Zugverformung von gewalzt [8, 17] bzw. stranggepresstem [56] AZ31 aufgrund der vorliegenden Textur bzw. der Versuchstemperaturen nur von untergeordneter Bedeutung. Hier führen wechselnde Anteile der bei

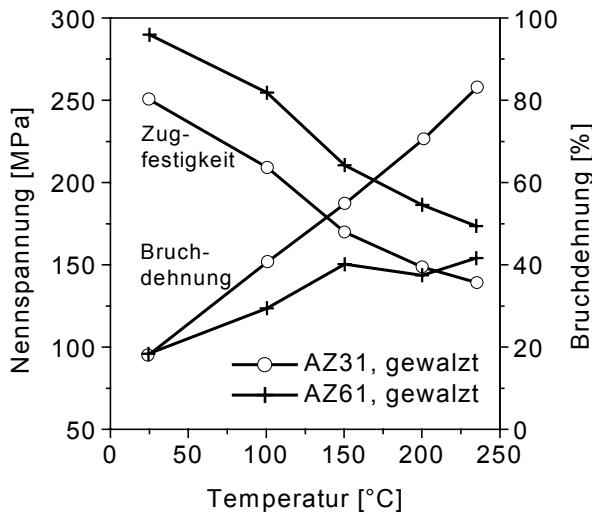


Abbildung 2.25: Zugfestigkeit und Bruchdehnung von gewalztem AZ31 bzw. AZ61 in Abhängigkeit von der Temperatur, nach [66].

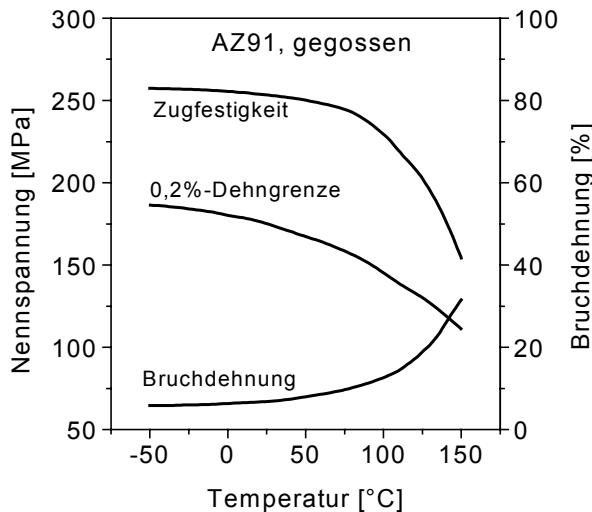


Abbildung 2.26: Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und Bruchdehnung von gegossenem AZ91 in Abhängigkeit von der Temperatur, nach [51].

unterschiedlich hoher Spannung aktivierbaren Gleitsysteme an der Gesamtverformung lediglich zu einem deutlichen Rückgang der Anisotropie des mechanischen Verhaltens. Neben dem dominierenden Einfluss der kristallographischen Textur können weitere mikrostrukturelle Ursachen, z.B. Abweichungen von Körnern und Ausscheidungen in Form und Lage von einer statistisch regellosen Verteilung, zu einer Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften führen.

2.2.5 Ermüdungsfestigkeit

2.2.5.1 Lebensdauerorientierte Untersuchungen

Lebensdauerorientierte Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten von Magnesiumlegierungen werden bereits seit vielen Jahren durchgeführt. Ein Überblick über die hierzu verfügbare Literatur von 1923 bis 1988 ist in [67] zusammengefasst.

Das Ermüdungsverhalten von Magnesiumbauteilen hängt, ähnlich wie die mechanischen Eigenschaften unter quasistatischer Belastung, stark vom Herstellungsprozess ab (siehe Abb. 2.28 [68]). Die überlegene Ermüdungsfestigkeit der Knetlegierungen beruht hauptsächlich auf deren homogener Gefügestruktur. Die durch den Gießprozess verursachten Ungänzen wie Lunker, Poren und Oxideinschlüsse [69] bewirken demgegenüber eine deutlich verringerte Schwingfestigkeit.

Der Einfluss der Legierungsanteile innerhalb der AZ-Legierungsgruppe ist dagegen weniger stark ausgeprägt. Man beobachtet zwar mit steigendem Anteil an Legierungselementen einen Anstieg der Schwingfestigkeit, allerdings ist bei höheren Legierungsanteilen die Bildung von groben Ausscheidungen der relativ spröden γ -Phase ($Mg_{17}Al_{12}$) möglich, die wiederum die Schwingfestigkeit reduziert [70].

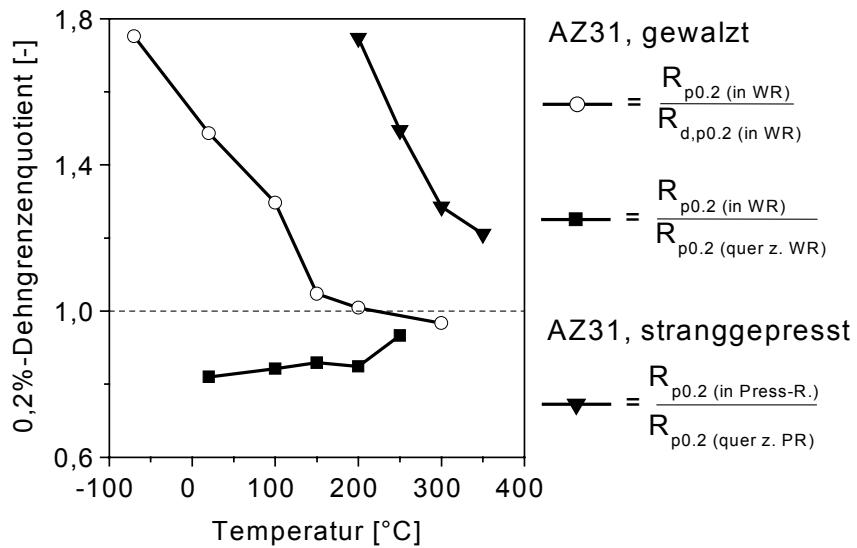


Abbildung 2.27: Temperaturabhängigkeit der 0,2%-Dehngrenzenquotienten von gewalzttem [8, 17] bzw. stranggepresstem AZ31[56].

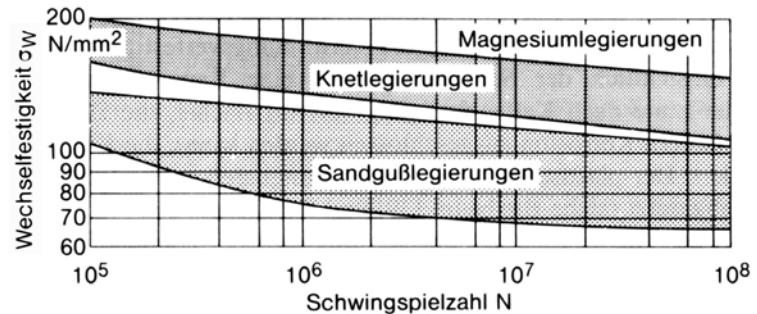


Abbildung 2.28: Streubänder der Wechselfestigkeit von Magnesiumwerkstoffen [68].

Die Existenz einer „echten“ Dauerfestigkeit von Magnesiumlegierungen wird kontrovers diskutiert. Während als Grenzschwingspielzahl für Magnesium oft $5 \cdot 10^7$ Lastwechsel angegeben wird [71], liegen auch Hinweise auf Wöhlerlinien vom Typ 2 vor.

Ergebnisse von an der Legierung AZ91hp durchgeföhrten Schwingfestigkeitsuntersuchungen (Zug-Druck, $R=-1$) sind in Abbildung 2.29 wiedergegeben. Die Untersuchungen wurden generell mit einer Beanspruchungsfrequenz von 20 kHz durchgeföhr. Ergänzende Versuche an Druckguss mit 50 Hz Beanspruchungsfrequenz ergaben bei Raumtemperatur für beide Frequenzen ein einheitliches Ermüdungsverhalten [69]. An druckgegossenen Proben erfolgte die Rissbildung bei Raumtemperatur (kreisförmige Symbole) fast ausschließlich (zu 98,5%) an Poren, die in 92% der Fälle im oberflächennahen Bereich lagen [69].

An druckgegossenen Proben erfolgte die Rissbildung bei Raumtemperatur (kreisförmige Symbole) fast ausschließlich (zu 98,5%) an Poren, die in 92% der Fälle im oberflächennahen Bereich lagen [69]. Aus den Versuchen ergibt sich eine relativ stark geneigte Zeitfestigkeitsgerade und eine Wechselfestigkeit von 45 MPa. Das Auftreten einer Dauerfestigkeit wird mit einem Schwellwert für die Rissausbreitung begründet, da auch Durchläufer nach 10^9 Lastwechseln im Bereich oberflächennaher Poren Risse aufweisen. Die aus den Querschnittsflächen bruchauslösender und nicht schadensverursachender Poren berechnete kritische Amplitude der Spannungsintensität beträgt $1,05 \text{ MPam}^{0,5}$ [69]. Demgegenüber beobachten z.B. [73] und [74] trotz der Porosität von AZ91-Druckgussstücken einen schwachen Abfall der „Dauerfestigkeitsgrenze“ oberhalb der Grenzschwingspielzahl von $5 \cdot 10^7$ Lastwechseln. Dass es sich bei dem an Druckgussstücken beobachteten Effekt nicht um eine materialinhärente Dauerfestigkeit handelt, zeigen z.B. Untersuchungen an im Vakuum-Druckgießverfahren vergossenem, porenumarmtem AZ91hp. Bei den in Abbildung 2.29 durch Dreiecke symbolisierten Proben wurde der Bruch nicht durch Poren ausgelöst. Hier (wie auch an „defektfreiem“ AZ91-Kokillenguss [75]) erstreckt sich die Zeitfestigkeitsgerade zumindest bis zu einer Lastspielzahl von 10^9 Zyklen.

An der stranggepressten Knetlegierung AZM (entspricht etwa AZ61) wurde bei Wechselbiegebeanspruchung unter dem Einfluss von Querschnittssprüngen mit Übergangsradien von 0,9 bzw. 0,12 mm (siehe Abb. 2.30) ebenfalls „Dauerfestigkeit“ beobachtet, während glatte Stäbe bis zu einer Lastspielzahl von $7 \cdot 10^7$ diesen Effekt nicht zeigen [76].

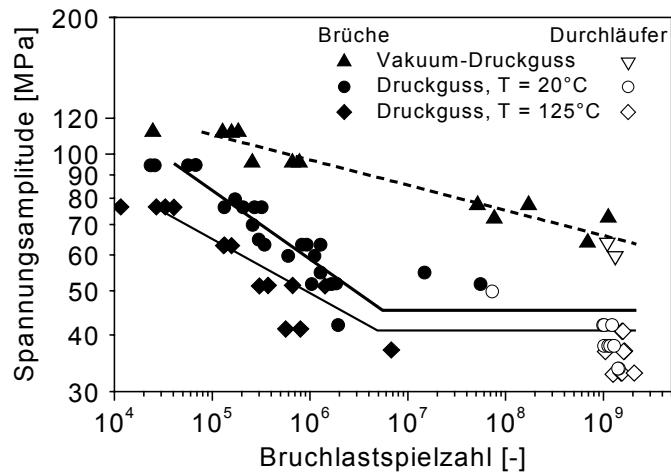


Abb. 2.29: Wöhlerkurven von AZ91hp. Vakuum-Druckguss ($T=20^\circ\text{C}$) nach [69], Druckguss ($T=20$ und 125°C) nach [72].

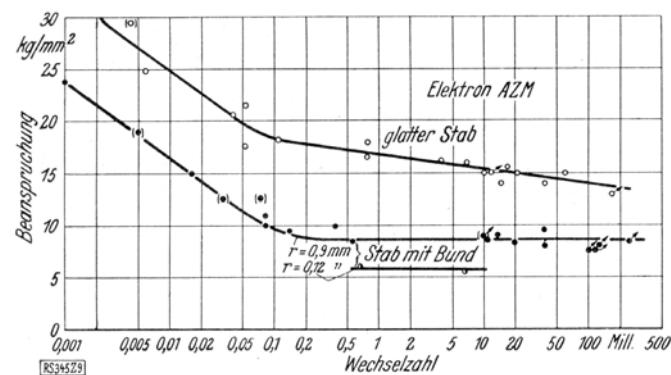


Abbildung 2.30: Wöhlerkurven von AZM (~AZ61) [76].

Im Druckgießverfahren verarbeitete Magnesiumlegierungen weisen im Vergleich zu anderen Metallen eine geringe Kerbempfindlichkeit auf [77]. Dieser z.B. auch von Gusseisen mit Lamellengraphit bekannte Effekt [78] beruht auf innerer Kerbwirkung. Statt der Graphitlamellen des Gusseisens wirken hier jedoch Poren und Mikrolunker als innere Kerben, welche die Wirkung äußerer Kerben verringern bzw. vollständig aufheben können [79]. Demgegenüber beobachtet man an den homogeneren Gefügen der Knetlegierungen eine deutlich stärker ausgeprägte Kerbempfindlichkeit [67]. Neben der geringen Kerbempfindlichkeit findet man für druckgegossenes AZ91 eine weder von der Belastungsart noch von der Spannungskonzentration abhängige, starke Mittelspannungsempfindlichkeit

$$M = \frac{\sigma_{an(R=-1)}}{\sigma_{an(R=0)}} - 1 \quad (\text{Gl. 2.5})$$

von 0,61, die auch nach Entfernen der Gusskante unverändert bleibt, wie Untersuchungen an gefrästen Proben ergaben [77].

Versuche an im Druckguss verarbeiteten AZ91-Proben mit einmaligem Wechsel der Totaldehnungsamplitude belegen den Reihenfolgeneinfluss der Belastungshöhe auf die Lebensdauer. Die nach der linearen Schadensakkumulationsregel nach Palmgren-Miner [80, 81] berechnete Schadenssumme übersteigt bei einem Wechsel von der geringeren zur höheren Totaldehnungsamplitude sowohl bei Raumtemperatur als auch bei einer Temperatur von 130°C den Wert 1. Der Wechsel von der höheren zur geringeren Totaldehnungsamplitude führt zu gegenteiligen Ergebnissen [70]. Im Niederdruckguss verarbeitetes AZ91hp zeigt ebenfalls deutliche Abweichungen von der berechneten Schadenssumme. Für eine aus 14 Laststufen zusammengesetzte Beanspruchung ergab sich ein Mittelwert der Schadenssumme von 0,09 [82]. Ursächlich für die Unterschreitung der aufgrund von Wöhlerversuchen berechneten Lebensdauern ist die hohe Fehlstellendichte des Gussgefüges. Wenige Schwingspiele hoher Amplitude verursachen an Fehlstellen eine frühere Rissbildung, so dass bei Versuchsführung unter variabler Amplitude die Lebensdauer stärker durch das Stadium der Rissausbreitung bestimmt wird. Die Rissausbreitung erfolgt ebenfalls beschleunigt, da die Risse auch unter der hohen Zahl der Lastzyklen mit geringer Amplitude wachsen [82].

Knetlegierungen zeigen, ähnlich den Festigkeitskennwerten unter quasistatischer Belastung, einen Einfluss der Schwingfestigkeitswerte von der Beanspruchungsrichtung, wie die in Abbildung 2.31 dargestellten Ergebnisse von Untersuchungen an elektrolytisch polierten Proben aus

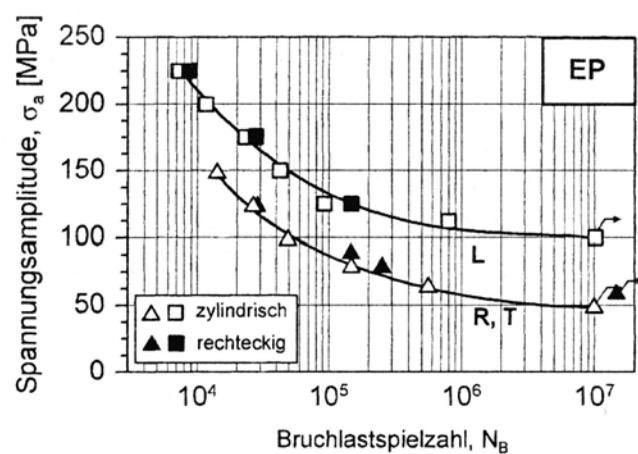


Abbildung 2.31: Wöhlerkurven unterschiedlicher AZ80-Strangpressprofile; Proben elektrolytisch poliert, Entnahme in Pressrichtung (L) bzw. quer dazu (R, T) [83].

runden bzw. rechteckigen Strangpressprofilen belegen. Bei den unter Umlaufbiegung durchgeföhrten Versuchen ertrugen die in Pressrichtung orientierten Proben (L) gegenüber den quer dazu entnommenen (R,T), deutlich höhere Spannungssamplituden [83].

Die Umgebungsbedingungen üben einen bedeutenden Einfluss auf Lebensdauer dynamisch beanspruchter Magnesiumlegierungen aus. Abbildung 2.32 zeigt den Einfluss der Temperatur auf die Ermüdungslebensdauer der gewalzten Knetlegierung AZ31 und der im Vakuum-Druckguss verarbeiteten Gusslegierung AZ91. Die Versuche wurden im Temperaturbereich von 20°C bis 300°C unter nennspannungskontrollierter Zug-Druck-Belastung ($R = -1$) mit einer Beanspruchungsfrequenz von 5 Hz durchgeföhr. Man erkennt ein mit zunehmender Temperatur für beide Werkstoffe nahezu einheitliches Absinken der Beanspruchbarkeit. Unter Nennspannungskontrolle an druckgegossenem AZ91hp bei einer Temperatur von 125°C mit einer Beanspruchungsfrequenz von 20 kHz durchgeföhrte Ermüdungsversuche ergaben im Vergleich zu Untersuchungen bei Raumtemperatur ebenfalls keine grundsätzliche Änderung des Ermüdungsverhaltens. Gefunden wurde lediglich eine um 15 - 25% verringerte Belastbarkeit [72] (siehe Abb. 2.29). Da thermisch aktivierte Prozesse im Bereich erhöhter Temperaturen jedoch an Bedeutung gewinnen, stellt sich die Frage nach der Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf in der Praxis vorkommende, niedrigere Frequenzen.

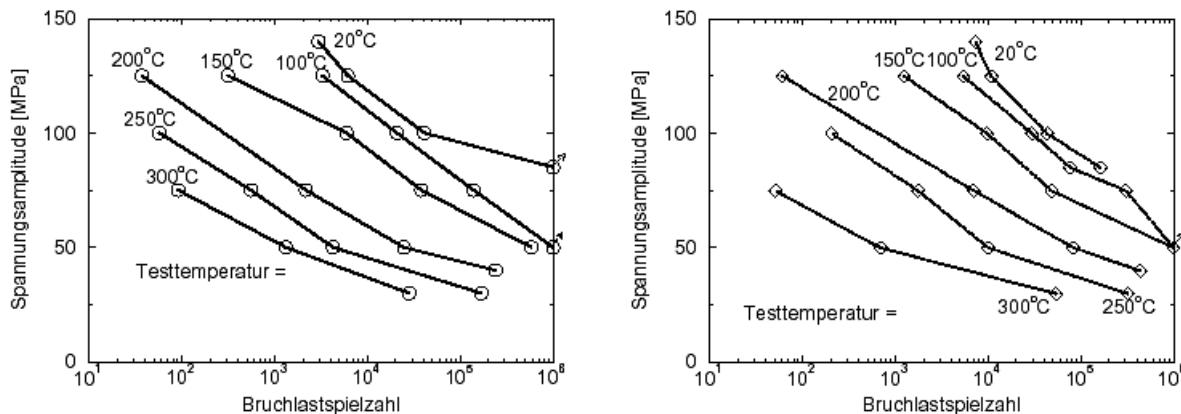


Abbildung 2.32: Temperaturabhängigkeit der Bruchlastspielzahl unter spannungskontrollierter Versuchsführung [8]. Links: AZ31, gewalzt. Rechts: AZ91, Vakuum-Druckguss.

Von [8] unter totaldehnungskontrollierter Versuchsführung ($\dot{\epsilon}_t = 4 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $R_\epsilon = -1$) an gewalztem AZ31 und an im Vakuum-Druckgießverfahren verarbeitetem AZ91 durchgeföhrte Untersuchungen sind in Abbildung 2.33 dargestellt. Im Allgemeinen sinken die Bruchlastspielzahlen mit steigender Temperatur. Allerdings nimmt der Temperatureinfluss bei AZ31 mit zunehmender Totaldehnungssamplitude ab. Demgegenüber bewirken ansteigende Temperaturen bis etwa 150°C für AZ91 bei nicht zu geringen Totaldehnungssampliduden eine nahezu konstante bzw. steigende Lebensdauer. Weitere Temperatursteigerungen führen zu einem einheitlichen Absinken der Bruchlastspielzahl. Bestätigt wird diese Beobachtung z.B. durch Untersuchungen von [84], deren Ergebnisse in Abbildung 2.34 dargestellt sind. Bei den

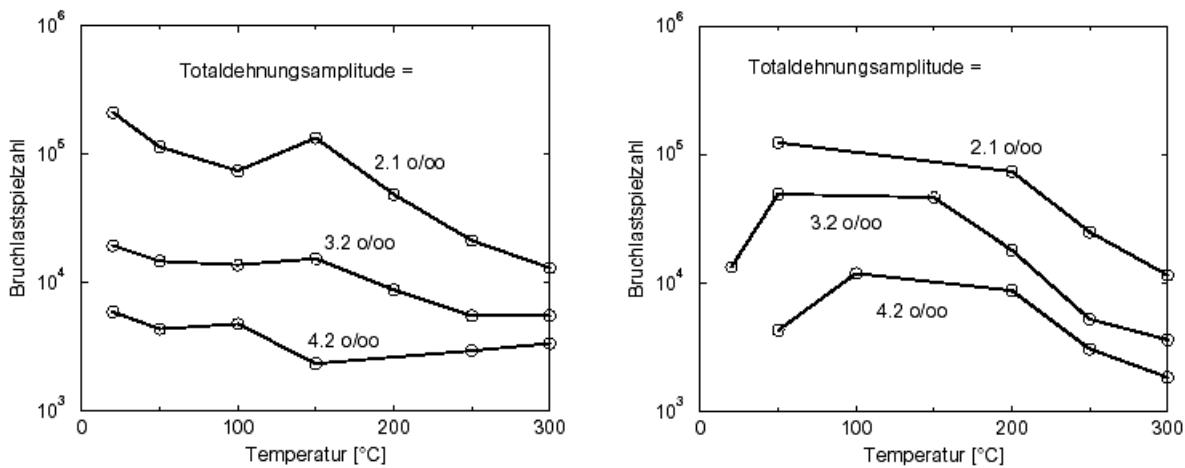


Abbildung 2.33: Temperaturabhängigkeit der Bruchlastspielzahl unter dehnungskontrollierter Versuchsführung [8]. Links: AZ31, gewalzt. Rechts: AZ91, Vakuum-Druckguss.

mit einer Totaldehnungsgeschwindigkeit von $\dot{\varepsilon}_t = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ($R_e = -1$) durchgeföhrten Versuchen führte eine Temperaturerhöhung von 20°C auf 130°C oberhalb einer Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_t \geq 7 \cdot 10^{-3}$ zu steigenden Bruchlastspielzahlen der im Vakuum-Druckgießverfahren hergestellten AZ91-Proben, bei kleineren Dehnungsamplituden wird die Lebensdauer durch die Temperaturerhöhung verringert. Beim Vergleich des Ermüdungsverhaltens bei 20°C und 120°C findet [79] nicht nur an druckgegossenem AZ91, sondern auch an stranggepresstem AZ31 ähnliche Ergebnisse.

Die Ermüdungslebensdauer von druckgegossenem AZ91 [85] und gewalztem AZ31 [8] lässt sich sowohl in Abhängigkeit von der elastischen, als auch von der plastischen Dehnungsamplitude beschreiben. Das in Abbildung 2.34 dargestellte Beispiel für AZ91-Vakuum-Druckguss zeigt sowohl für die Beziehungen nach Manson-Coffin als auch nach Basquin eine gute Übereinstimmung.

Auch das Umgebungsmedium übt einen bedeutenden Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer aus. Im Vergleich zu an Luft durchgeföhrten Ermüdungsversuchen werden in Vakuum höhere Lebensdauern erreicht, wie in Abbildung 2.35 [86] für stranggepresstes AZ31 dargestellt ist. Demgegenüber führt eine Korrosionsbelastung mit 3,5%-iger Kochsalzlösung zu deutlich verringerten Lebensdauern. Neben dem Oberflächenzustand beeinflusst auch die Beanspruchungszeit den durch korrosive Medien verursachten Festigkeitsabfall, da Korrosionsvorgänge von der Expositionszzeit abhängen. Hier lag die Beanspruchungsfrequenz der elektrolytisch polierten Proben

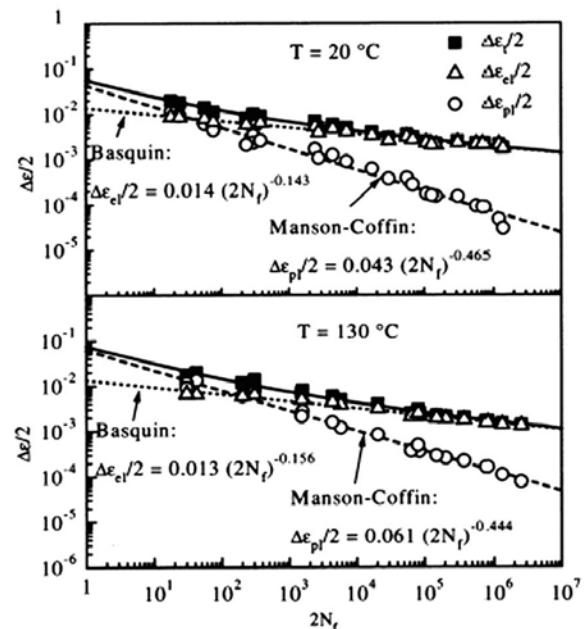


Abbildung 2.34: Manson-Coffin- bzw. Basquin-Auftragung der Lebensdauer von druckgegossenem AZ91 unter totaldehnungskontrollierter Versuchsführung bei 20°C (oben) und bei 130°C (unten) [85].

bei ca. 60 Hz. Bei einer Prüffrequenz von ca. 30 Hz verringerte sich die Lebensdauer gedrehter Proben aus stranggepresstem AZ31 in 3,5%-iger Kochsalzlösung im HCF-Bereich auf ca. 2% der an Luft erzielten Lebensdauer [87]. Zwar zeigen stranggepresste Magnesiumlegierungen im Vergleich zu Gegossenen eine höhere Schwingungsrißkorrosionsempfindlichkeit unter 3,5%-iger Kochsalzlösung. Trotzdem weisen gegossene Magnesiumlegierungen geringere Werte für die Korrosionszeitfestigkeit auf [88].

Eine Korrosionsbelastung mit 3,5- bzw. 5%-iger Kochsalzlösung mindert an druckgegossenem AZ91 bei Beanspruchungsfrequenzen zwischen 0,5 und 40 Hz schon im LCF-Bereich die Belastbarkeit um mehr als 20% [89] bzw. mehr als 30% [90]. Im HCF-Bereich verringert sich die Lebensdauer von gegossenem AZ91 teilweise bis auf 10% [90]. Hier treten jedoch statt der Ermüdungsbelastung durch Lochkorrosion verursachte, anrissbegünstigende Kerben und der relativ hohe Materialabtrag durch selektive Korrosion in den Vordergrund [91].

2.2.5.2 Untersuchungen zum Wechselverformungsverhalten

Bei Raumtemperatur ist das zyklische Verformungsverhalten der Magnesiumlegierungen der AZ-Reihe von verfestigendem Werkstoffverhalten dominiert, wie das in Abbildung 2.36 wiedergegebene Beispiel der ZSD-Kurve für im Vakuum-Druckguss verarbeitetes AZ91 zeigt [70]. Vergleichbare Ergebnisse findet [92] für die sandgegossene und ausgehärtete Legierung AZ91E (T6): Auch hier werden im zyklischen Spannungs-Dehnungs-Versuch um ca. 25% höhere Spannungen als im Zugversuch gemessen. Allerdings läuft an druckgegossenem AZ91, das keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen wurde, bei Raumtemperatur sowohl bei spannungs- als auch bei dehnungskontrollierter Versuchsführung [8, 70] zunächst (etwa innerhalb des ersten Zehntels der Ermüdungslebensdauer) ein Entfestigungsprozess ab, wie das in Abbildung 2.37 dargestellte Beispiel für Totaldehnungsamplituden von 2,6-5,2 %o zeigt. Steigende Beanspruchungsamplituden beschleunigen den Ablauf der Entfestigung, die nach [93] möglicher-

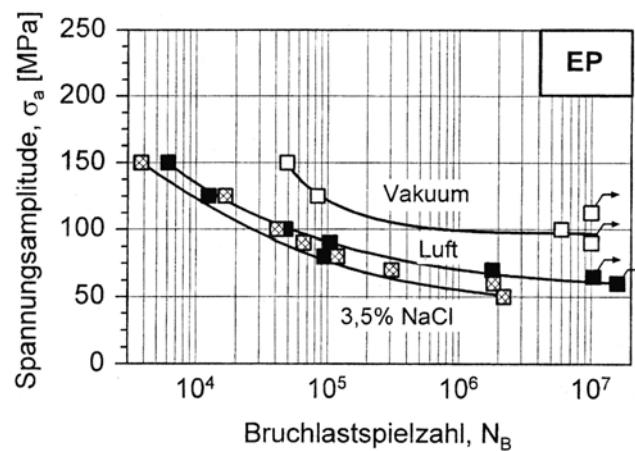


Abbildung 2.35: Einfluss des Umgebungsmediums auf das Ermüdungsverhalten von stranggepresstem AZ31 [86].

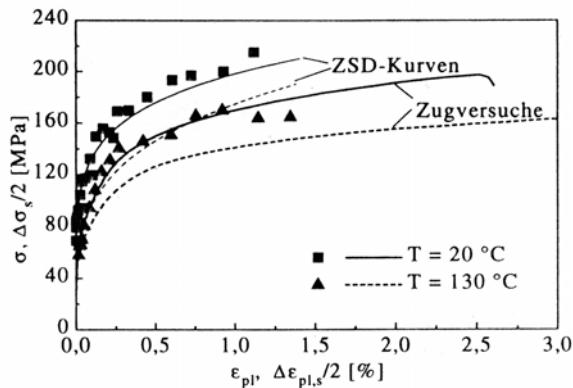


Abbildung 2.36: Monotone und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven von AZ91-Vakuumdruckguss für 20 und 130°C [70].

weise durch das „Losreißen“ von Versetzungen verursacht wird, welche an Fremdatomen oder an der intermetallischen γ -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ verankert waren. Die im weiteren Verlauf der Ermüdung durch zyklische Plastizierung gebildeten Versetzungen bewirken offenbar einen Anstieg der Versetzungsdichte, so dass die zunehmende Verfestigung auf sich gegenseitig in ihrer Beweglichkeit einschränkende Versetzungen zurückgeführt werden kann [8].

Auch die sandgegossene und ausgehärtete Legierung AZ91E (T6) zeigt unter dehnungskontrollierter Versuchsführung mit der Lastspielzahl ansteigende Spannungsamplituden [92], und keine mit der Lastspielzahl zunehmende Werkstoffentfestigung, die für andere ausgehärtete Magnesiumlegierungen beobachtet wurde [67].

Hinsichtlich ihres Wechselverformungsverhaltens weisen die Magnesiumlegierungen AZ31, AZ80 und AZ91 nur geringe Unterschiede auf. Es dominiert der Einfluss der Verarbeitung, wie das Beispiel von parallel und quer zur Strangpressrichtung entnommenen AZ80-Proben zeigt [83]. Während quer zur Pressrichtung sowohl bei Nennspannungsamplituden ober- als auch unterhalb der Stauchgrenze entfestigendes Werkstoffverhalten vorherrscht, liegt in Pressrichtung verfestigendes Verhalten vor. Die gewalzte Magnesiumknetlegierung AZ31 zeigt bei Raumtemperatur ebenfalls monoton verfestigendes Werkstoffverhalten, wie z.B. Untersuchungen von [26] an in Walzrichtung entnommenen Proben zeigen. Aufgrund der Anisotropie des stark texturierten Werkstoffs führt Zwillingsbildung besonders während der ersten Lastwechsel in der Druckphase zu starken Plastizierungen, die ausgesprochen unsymmetrische Hysteresen (siehe Abbildung 2.38) zur Folge haben. Nur wenn die zyklischen Beanspruchungen die Zwillings-einsatzspannung nicht erreichen, beobachtet man die von druckgegossenem AZ91 bekannte, primäre Entfestigung, der eine bis zum Probenbruch andauernde Verfestigung folgt [8].

Das bei Raumtemperatur beobachtete, zyklisch verfestigende Wechselverformungsverhalten der Knetlegierung AZ31 geht mit steigender Temperatur in entfestigendes Verhalten über (siehe Abbildung 2.39). Einer potentiellen Festigkeitserhöhung durch Steigerung der Verset-

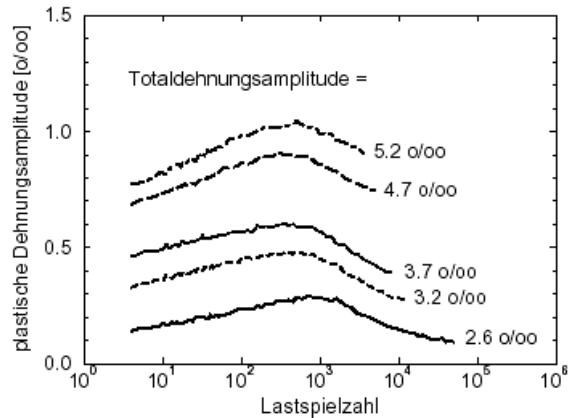


Abbildung 2.37: Wechselverformungskurven von AZ91-Vakuumdruckguss [8].

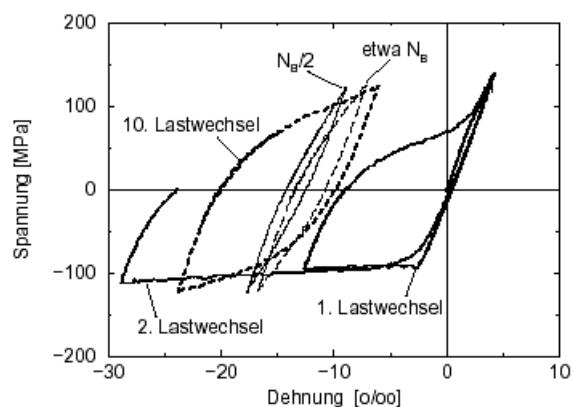


Abbildung 2.38: Spannung-Dehnung-Hysteresen von AZ31. Beanspruchung bei Raumtemperatur mit einer Nennspannungsamplitude von 125 MPa [8].

zungsdichte steht der bei Temperaturanstieg wachsende Anteil thermisch aktivierter Versetzungsbewegungen entgegen. Aufgrund der durch Klettern und Quergleiten erhöhten Mobilität der Versetzungen kommt es zunehmend zur Versetzungsauslöschung, so dass sich die Versetzungsdichte auf einem von der Temperatur abhängigen Niveau stabilisiert. Daneben sind weitere, das Wechselverformungsverhalten beeinflussende Faktoren wie Vergrößerung von Ausscheidungen und Änderung des in Probenlängsrichtung festigkeitssteigernd wirkenden Texturzustands sowie Rekristallisationsvorgänge aktiv, die entfestigend wirken.

Demgegenüber beobachtet man an druckgegossenem AZ91 oberhalb einer Temperatur von etwa 150°C ein nahezu neutrales Wechselverformungsverhalten, wie das Beispiel in Abbildung 2.40 für eine Totaldehnungsamplitude von 2,1% zeigt. Das Niveau der zyklischen Festigkeit ist mit dem des entfestigten Zustands von AZ31 vergleichbar.

Aufgrund des anisotropen Verformungsverhaltens texturierter Magnesiumlegierungen können schon durch Wechselbeanspruchung ($R = -1$) deutlich ausgeprägte Mittelspannungen bzw. Mitteldehnungen entstehen, wenn die Höhe der Beanspruchung die Zwillingseinsatzspannung übersteigt. Da die Zwillingsbildung im Vergleich zur Verformung durch Versetzungsbewegung nur relativ geringe Verformungsbeträge zulässt, stellen sich unter spannungskontrollierter Versuchsführung bereits nach wenigen Lastwechseln nahezu konstante Mitteldehnungen (bzw. Mittelspannungen bei dehnungskontrollierten Versuchen) ein, wie das in Abbildung 2.41 gezeigte Beispiel (gewalztes, bei Raumtemperatur unter spannungskontrollierter Versuchsführung in Walzrichtung wechselbeanspruchtes AZ31) belegt [8]. Aufgrund

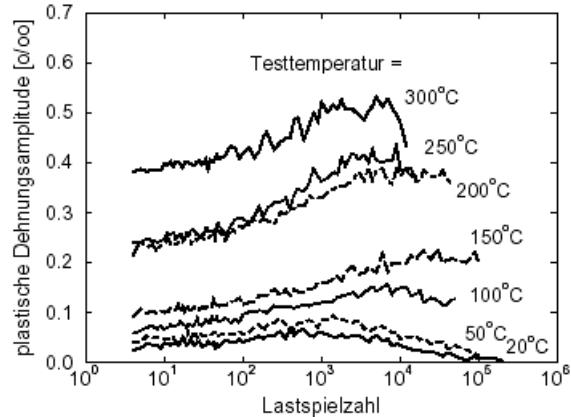


Abbildung 2.39: Wechselverformungskurven von gewalzttem AZ31 bei Beanspruchung mit einer Totaldehnungsamplitude von 2,1% [8].

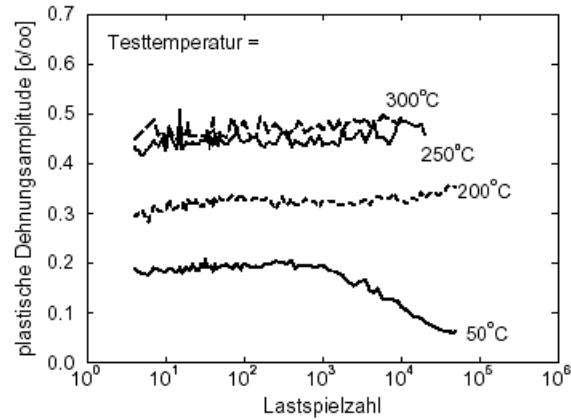


Abbildung 2.40: Wechselverformungskurven von druckgegossenem AZ91 bei Beanspruchung mit einer Totaldehnungsamplitude von 2,1% [8].

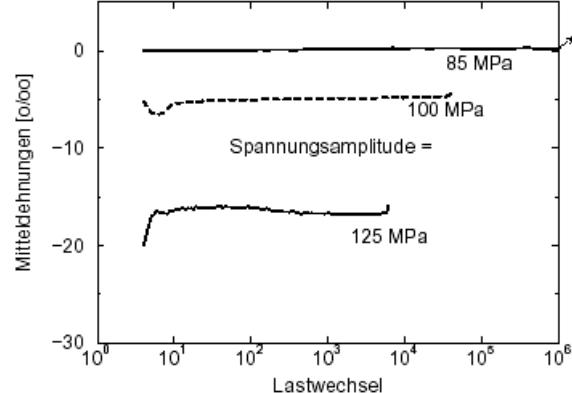


Abbildung 2.41: Mitteldehnungen von gewalztem AZ31 bei Wechselbeanspruchung in Abhängigkeit von Spannungsamplitude und Lastspielzahl [8].

der Verformungsasymmetrie texturierter Magnesiumlegierungen ist auch die Abhängigkeit der Mitteldehnung vom Spannungsverhältnis besonders stark ausgeprägt [26].

Die mit steigender Temperatur nachlassende Verformungsanisotropie verringert den Einfluss der Textur auf die sich einstellenden Mittelspannungen oder Mitteldehnungen. Nach Untersuchungen von [8] bilden sich an gewalztem, mit einer Totaldehnungsamplitude von 3,2% in Walzrichtung wechselnd beanspruchtem AZ31 bei 150°C Versuchstemperatur praktisch keine Mittelspannungen mehr aus.

Die z.B. für Festigkeitsberechnungen nach dem Örtlichen Konzept vorausgesetzten Werkstoffeigenschaften, Masing-Verhalten und Werkstoffmemory, werden von im Druckgießverfahren verarbeitetem AZ91 erfüllt (siehe Abb. 2.42, rechts). Auch stranggepresstes AZ31 zeigt Werkstoffmemory-Verhalten (siehe Abb. 2.42, links). Es liegt jedoch kein Masing-Verhalten vor, da sich die im Druckbereich gestauchten Hystereseschleifen aufgrund der ausgeprägten Verformungsasymmetrie nicht durch Verschieben und Spiegeln der ZSD-Kurve erzeugen lassen.

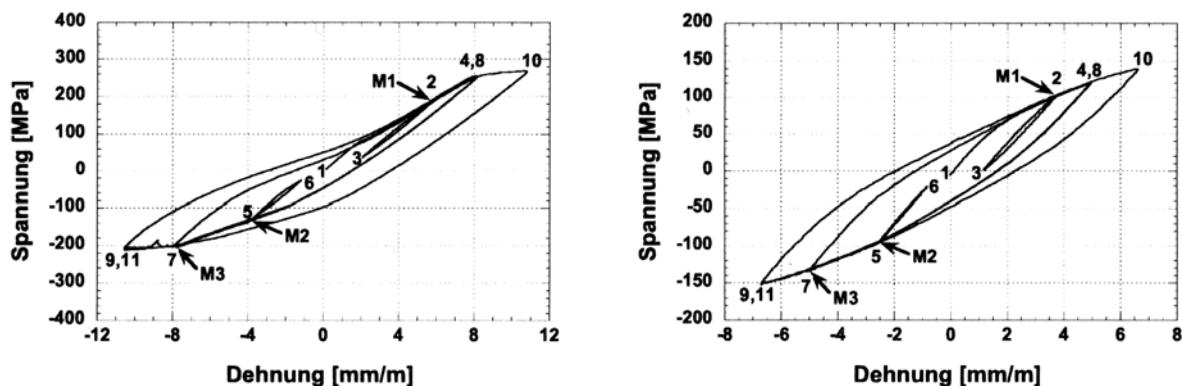


Abbildung 2.42: Spannungsantwort von AZ31 (links) und AZ91 (rechts) auf einen speziellen Dehnungs-Zeit-Verlauf zur Ermittlung des Werkstoffmemory-Verhaltens [79].

2.3 Grundlagen thermischer und thermisch-mechanischer Ermüdung

Unter dem Begriff „Thermische Ermüdung“ werden Prozesse und Schädigungsmechanismen zusammengefasst, die in Bauteilen ablaufen, deren Betriebstemperatur sich erheblich von der Raumtemperatur unterscheidet und bei denen wiederkehrende Aufheiz- und Abkühlvorgänge zu inhomogenen Temperaturverteilungen und dadurch zu zyklischen, stets mehrachsigen Beanspruchungen führen. Sie ist somit ein Teilgebiet der zyklischen Beanspruchung.

Thermische Ermüdungsvorgänge können als Folge eines inneren oder äußeren Zwangs auftreten. Der letztgenannte Fall liegt vor, wenn die mit den örtlichen Temperaturänderungen verbundenen thermischen Dehnungen durch entsprechende Einspannbedingungen ganz oder teilweise behindert sind. Dies führt zum Aufbau von Spannungen, die bei Überschreitung der jeweils temperaturabhängigen Streckgrenze zu plastischen Deformationen führen. Die durch wechselnde Temperaturen bewirkten Wechselplastizierungen stellen somit die eigentlichen Schädigungsprozesse dar. Deshalb wird durch geeignete konstruktive Maßnahmen eine freie Ausdehnung von warmgehenden Bauteilen in Anlagen und Komponenten angestrebt, um Spannungen durch äußeren Zwang zu vermeiden. Auch ohne äußeren Zwang kann es zum Aufbau von thermisch induzierten Spannungen kommen, da durch inhomogene Temperaturverteilung im Bauteil thermische Spannungen entstehen. Darüber hinaus können auch durch Umwandlungs- und Ausscheidungsprozesse bedingte Volumenänderungen Wechselplastizierungen verursachen. In Werkstoffen mit nichtkubischen Kristallsystemen und bei grob mehrphasigen Werkstoffen, bei denen die einzelnen Phasen unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten besitzen, werden selbst bei homogener Temperaturverteilung entsprechende Mechanismen bei Temperaturwechseln wirksam. In diesen Fällen spricht man von innerem Zwang. [94] Typische Werkstoffgruppen, für die dies zutrifft, sind z.B. Gusseisenwerkstoffe [95], partikel- bzw. faserverstärkte Metalle (MMCs - metal matrix composites) [96] sowie Bauteile mit keramischen Beschichtungen oder fest haftenden Oxidschichten.

In Abhängigkeit des Werkstoffverhaltens, der Geometrie und der auftretenden instationären und inhomogenen Temperaturfelder thermisch beanspruchter Bauteile können unterschiedliche Phasenlagen zwischen der Temperatur- und der Dehnungsbeanspruchung auftreten, wie die folgenden Beispiele zeigen:

Während der Aufheizphase einer im Gasstrom erwärmten, ungekühlten Gasturbinenschaufel (Abbildung 2.43 [97]) erreichen die oberflächennahen Werkstoffbereiche (1) relativ schnell ihre stationäre Betriebstemperatur.

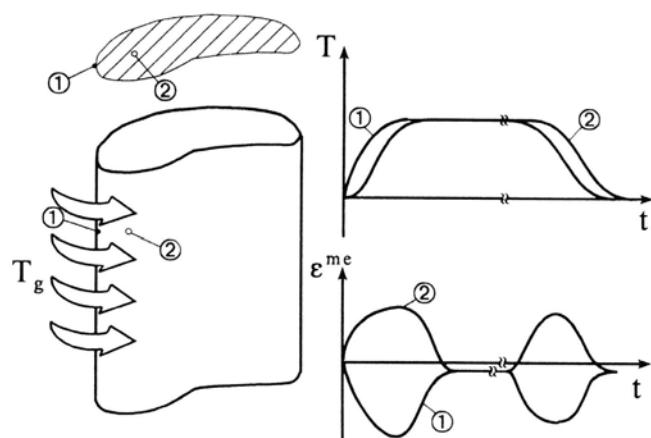


Abbildung 2.43: Temperatur-Zeitverlauf an einer ungekühlten Gasturbinenschaufel [97].

Demzufolge ergibt sich zwischen Rand und Kern eine zeitlich veränderliche Temperaturdifferenz $\Delta T_{1,2}$. Da beide Werkstoffbereiche direkt gekoppelt sind, erfahren sie unter der Voraussetzung, dass sich die Schaufel nicht krümmt, nahezu die gleiche Totaldehnung. Somit wird die Differenz der thermischen Dehnungen von Rand und Kern durch mechanisch erzwungene Dehnungen ausgeglichen, die bei hinreichend großer Temperaturdifferenz $\Delta T_{1,2}$ neben elastischen auch plastische Anteile beinhalten. Maximale Temperaturdifferenzen und entsprechend große mechanische Dehnungen treten während der Aufheiz- und der Abkühlphase auf, so dass nach diesen Phasen bei plastischer, stets inhomogener Verformung Eigendehnungen zurückbleiben. Bei gekühlten Bauteilen herrschen andere Verhältnisse vor (Abb. 2.44 [98]). Zwar erreicht auch hier die äußere Oberfläche (1) relativ schnell die Betriebstemperatur, aufgrund der Kühlung stellt sich an der Innenseite der Schaufel (2) jedoch ein deutlich geringeres Temperaturniveau ein. Die maximale Temperaturdifferenz $\Delta T_{1,2}$ entsteht jetzt nicht mehr während der Aufheiz- bzw. Abkühlungsvorgänge, sondern im stationären Betrieb. Das „heiße“ Volumenelement der gekühlten Schaufel (1) erfährt somit eine out-of-phase-Bearbeitung, die durch das Auftreten maximaler Druckspannungen bei Obertemperatur, und durch Zugspannungen bei Untertemperatur gekennzeichnet ist. Demgegenüber tritt am „kalten“ Volumenelement (2) eine in-phase-Bearbeitung auf, da hier die Obertemperatur mit den größten Zugspannungen zusammenfällt.

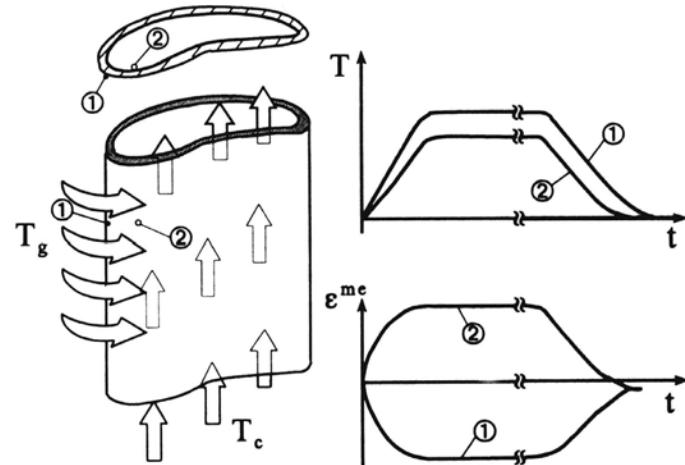


Abbildung 2.44: Temperatur-Zeitverlauf an einer gekühlten Gasturbinenschaufel [98].

Der Begriff Thermoschockbeanspruchung wird zuweilen mit unterschiedlicher Bedeutung gebraucht. Einerseits wird damit die Beanspruchung durch einen Temperaturwechsel verbunden, der in Folge innerer Spannungen zu instabilem Risswachstum und somit zum sofortigen Versagen des Bauteils führt. Schäden dieser Art beobachtet man beispielsweise an Druckgießformen bei ungenügender Vorwärmung, die dann während des ersten Abgusses brechen.

Auch an Gläsern und an keramischen Werkstoffen ist diese Schadensart relativ häufig anzutreffen. Auch wenn eine sehr geringe Anriß- oder Bruchlastspielzahl (etwa bis zu 10 Zyklen) vorliegt, so spricht man oft noch von Thermoschockbeanspruchung [99]. Andererseits wird dieser Begriff auch im Sinne einer durch inneren Zwang hervorgerufenen thermischen Ermüdungsbeanspruchung gebraucht, für die besonders steile Temperaturgradienten charakteristisch sind [98]. Anderen Ermüdungsbeanspruchungen vergleichbar, erfolgt die Schädigung hier durch allmäßliche Bildung und Ausbreitung von Ermüdungsrissen. Ein Beispiel hierfür sind Gravurflächen von Druckgießformen, welche beim

Füllen der Form durch die Metallschmelze schnell aufgeheizt und, nach der Entnahme des Gussteils, durch Aufsprühen einer wässrigen Trennmittelemulsion, rasch abgekühlt werden.

Treten neben den thermischen Wechselbeanspruchungen auch von außen aufgeprägte mechanische Wechselbeanspruchungen auf, so spricht man von thermisch-mechanischer Ermüdung. Hierbei ergeben sich häufig komplexe Beanspruchungsverhältnisse, wie am Beispiel der Turbinenschaufel einer Gasturbine gezeigt werden kann. Diese Bauteile unterliegen im Betrieb einer Belastung, die sich aus der bereits oben erläuterten niederfrequenten thermischen Ermüdungsbelastung, aus einer mechanischen Ermüdungsbelastung mit nieder- und hochfrequenten Anteilen und aus einer quasistatischen Kriechbelastung zusammensetzt. Diese Kriechbelastung entsteht in Folge der im Betrieb wirksamen Fliehkräfte. Die thermische Ermüdungsbelastung wird durch Anfahr-, Lastwechsel- und Abfahrvorgänge verursacht. Während die Änderung der Fliehkraft, die bei diesen Vorgängen auftritt, zu einer niederfrequenten mechanischen Ermüdungsbelastung führt, resultieren Schwingungen und instationäre Gaskräfte in einer hochfrequenten mechanischen Ermüdungsbelastung.

2.3.1 Prüfkonzepte für thermozyklische und thermisch-mechanische Beanspruchungen

Es existieren zahlreiche Verfahren zur Prüfung und Bewertung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Werkstoffen unter thermozyklischen und thermisch-mechanischen Beanspruchungen. Aufgrund der herausragenden Bedeutung, welche die thermische Ermüdung durch inneren Zwang für Bauteile besitzt, nutzt man bereits seit langem Verfahren zur Werkstoffprüfung, bei denen die Beanspruchung durch inneren Zwang hervorgerufen wird. Vorteilhaft ist hierbei, dass bei diesen Prüfverfahren die Mehrachsigkeit und die Inhomogenität der Beanspruchungszustände erhalten bleibt. Nachteilig ist allerdings, dass die thermisch induzierten Spannungen und Dehnungen einer direkten Messung kaum zugänglich sind, so dass die Erfassung des Wechselverformungsverhaltens nur über Modellbildung und Simulation erfolgen kann. Demgegenüber lässt sich jedoch das Rissbildungs- und Rissausbreitungsverhalten experimentell erfassen.

In Thermoermüdungs- bzw. Thermoschockexperimenten sollen oftmals die betrieblichen Beanspruchungen von Bauteilen und Komponenten, z.B. durch Temperatur- und Spannungsgradienten, möglichst realitätsnah abgebildet werden. Dies versucht man sowohl durch geeignete Aufheiz- und Abkühlverfahren als auch durch zweckmäßige geometrische Gestaltung der Proben zu erreichen. So erwärmt man beispielsweise zur Nachbildung der extrem hohen thermozyklischen Belastungen, die in zukünftigen Fusionsreaktoren erwartet werden, quaderförmige Proben mit dem Elektronenstrahl einer modifizierten Elektronenstrahl-Schweißanlage, während für den Abkühlzyklus der Selbstabschreckeffekt der erwärmten Randschicht durch das kalte Probenvolumen genutzt wird [100]. Die Erwärmung mittels Laserstrahl führt zwar zu geringeren Aufheizraten, dafür lässt sich das Abschrecken durch Gase oder Flüssigkeiten [96] einfacher realisieren, da sich die Proben nicht in einer Vakuumkammer befinden müssen, wie es in der Regel für die Elektronenstrahlerwärmung notwendig ist. Zur

Anpassung der Leistungseinkopplung lässt sich die Intensität des Elektronenstrahls in weiten Bereichen regeln, die Leistung des Laserstrahls wird durch Änderung des Impuls/Pausen-Verhältnisses beeinflusst. Aufgrund der hohen lokalen Leistungseinbringung werden nur dünne Randschichten bei entsprechend steilen Temperaturgradienten, durch vorwiegend eindimensionale Wärmeleitung, erwärmt. Da hier der Einfluss der Probengeometrie auf die Temperaturverteilung nur untergeordnete Bedeutung besitzt, verwendet man hauptsächlich quader- bzw. scheibenförmige Proben. Allerdings lassen sich mit beiden Erwärmungsverfahren durch geeignete Bewegung des Strahls [101] relativ zur Probe bzw. durch Defokussieren [102] auch größere Flächen beaufschlagen, so dass nahezu beliebige Temperaturfelder gezielt erzeugt werden können.

Oftmals ist zur Simulation der thermozyklischen Beanspruchungsverhältnisse realer Bauteile die hohe Leistungsdichte der Elektronen- und Laserstrahlprüfsysteme nicht notwendig. So verwendet man beispielsweise zur Prüfung von Werkstoffen für Gasturbinenschaufeln sehr unterschiedliche Beheizungsarten: Man setzt sowohl Induktionsheizanlagen als auch Erwärmung im Heißgasstrom bzw. in Gasflammen ein, obwohl die Gefahr lokaler Überhitzung besteht. Andererseits kann der Probe durch die Gasflamme oder durch den Heißgasstrom auch die thermochemische Belastung einer Turbinenschaufel durch Korrosion oder Oxidation aufgeprägt werden. Um das Risiko lokaler Überhitzung zu verringern, ist man bestrebt, die Differenz zwischen der Temperatur des als Wärmeträger dienenden Umgebungsmediums und der maximalen Probentemperatur gering zu halten. Damit dennoch hohe Wärmeströme übertragen werden können, wählt man statt gasförmiger Wärmeübertragungsmedien z.B. Feststoffbäder („fluidized bed“, Abb. 2.45) [103], Metall- oder Salzschmelzen, in die man die Proben eintaucht. Über die Variation der Probengeometrie beeinflusst man die auftretenden Temperatur- und Dehnungsfelder. Deshalb setzt man neben einfachen Probenformen kompli-

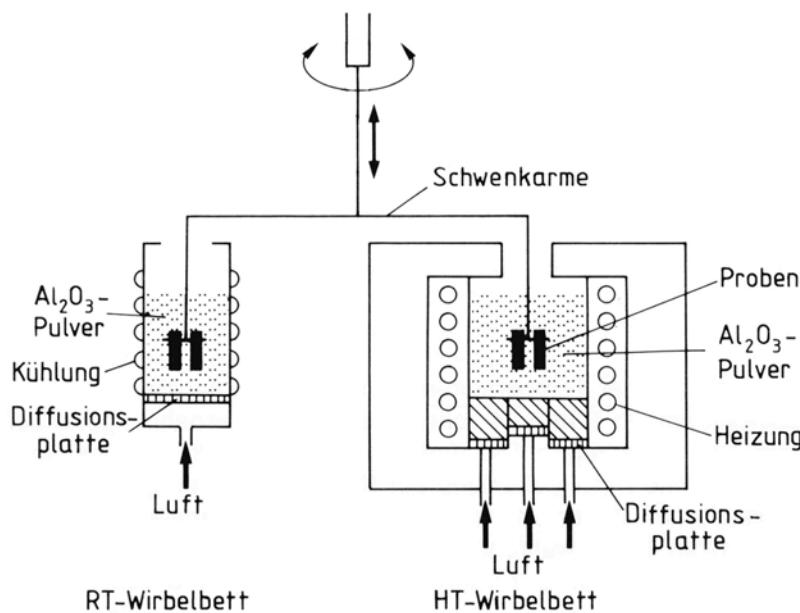


Abbildung 2.45: Wirbelbettanlage zur thermischen Ermüdungsprüfung [99].

zierter geformte Proben ein, die auch Kerbgeometrien aufweisen können. Häufig verwendete Probenformen sind beispielsweise der abgeschrägte Keil und die abgeschrägte Scheibe (Abbildung 2.46 [98]). Je nach erforderlicher Abkühlgeschwindigkeit benutzt man zur Probenkühlung Druckluft, entsprechend temperierte Feststoffbäder oder Flüssigkeiten. Im Bereich niedriger Temperaturen setzt man zur Kühlung auch verflüssigte Gase, wie Helium oder Stickstoff [104] ein.

Für den überwiegenden Teil der Thermoermüdungsversuche erfolgt sowohl die Wärmezufuhr als auch die Kühlung über die äußere Oberfläche der Proben, wodurch sich eine out-of-phase-Beanspruchung ergibt. Über Kühlkanäle von innen gekühlte Proben setzt man lediglich ein, um Beanspruchungen durch Temperaturgradienten, wie sie z.B. in gekühlten Druckgießformen [105, 106] oder in Dampferzeugerrohren [107] auftreten können, mit abzubilden. In-phase-Beanspruchungen (siehe Abb. 2.47) in versagensrelevanter Größenordnung lassen sich durch die beschriebenen Thermoermüdungsversuche nicht aufprägen.

Wie bereits erwähnt, prüft man mit Thermoermüdungs- und Thermoschockversuchen häufig reale Bauteile oder bauteilähnliche Proben unter sehr realitätsnahen Bedingungen. Die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf ähnlich gelagerte Fälle der Praxis ist hierbei jedoch problematisch. Während in einer Probe zumeist die Beanspruchungsbedingungen ganzer Bauteile nachgebildet werden, setzt man das Probenvolumen bei der thermisch-mechanischen Versuchsführung beispielsweise der Beanspruchung des höchstbeanspruchten Werkstoffelements eines Bauteils aus. Hierzu wird die Messstrecke der meist glatten Proben zusätzlich zu einer thermischen Wechselbeanspruchung mit mechanischen Wechselbeanspruchungen beaufschlagt, so dass man die Parameter der thermisch-mechanischen Beanspruchung leicht in weiten Grenzen variieren kann. Da thermische Ermüdung auf der Behinderung zyklisch auftretender Dehnungen basiert, wird in der Praxis überwiegend Dehnungsregelung eingesetzt. Durch Messen der jeweils abhängigen Größe der mechanischen Beanspruchung lässt sich die Werkstoffreaktion z.B. in Form von Spannung-Temperatur-Hysteresekurven charakterisieren. Mikrostrukturelle Veränderungen, Rissbildung und Rissausbreitung lassen sich aufgrund der bei den Versuchen angestrebten homogenen Temperatur- und Dehnungsverteilung einer definierten, über das Probenvolumen einheitlichen Beanspruchung zuordnen. Von Nachteil ist, dass sich die in realen Bauteilen auftretende Mehrachsigkeit der thermozyklischen Beanspruchung im Experiment kaum abbilden lässt. Ein weiterer Nachteil besteht darin, dass Veränderungen der Wechselwirkungen zwischen Werkstoffbereichen unterschiedlicher Beanspruchung durch Ver- oder Entfestigungsprozesse nur nach vorheriger Modellbildung und Simulation bzw. durch aufwendige Koppelung mehrerer Experimente [108] berücksichtigt werden können.

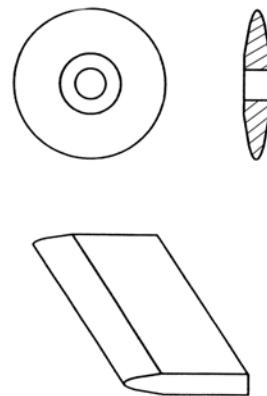


Abbildung 2.46: Proben für Thermoermüdungs- und Thermoschockversuche [98].

Da man bei der thermisch-mechanischen Versuchsführung die Temperatur und die mechanische Dehnung der Probe frei variieren kann, ergeben sich verschiedene Möglichkeiten der Überlagerung des Temperaturzyklus mit dem Dehnungs- oder Spannungszyklus. Zumeist verwendet man Standard-Zyklen wie die beiden Grenzfälle out-of-phase-Bearbeitung (OP) und in-phase-Bearbeitung (IP) mit der Phasenlage $\varphi = 180^\circ$ bzw. $\varphi = 0^\circ$ zwischen Temperatur und mechanischer Belastung (siehe Abb. 2.47). Als weiteren Standard-Zyklus setzt man den in Abb. 2.48 gezeigten „Baseball-“ oder „Diamond-“Zyklus ein, der in seiner Beanspruchungscharakteristik zwischen dem OP- und dem IP-Zyklus liegt. Die Extremwerte der mechanischen Dehnung treten hier bei Mitteltemperatur auf. Der Phasenwinkel beträgt, je nach Umlaufrichtung, $\varphi = 90^\circ$ bzw. $\varphi = 270^\circ$. Die Bearbeitung mit $\varphi = 90^\circ$ wird deshalb auch „clockwise diamond (CD)“, die mit $\varphi = 270^\circ$ „counter clockwise diamond (CCD)“ genannt.

Nicht alle betriebsbedingten Belastungen einer kritischen Stelle eines Bauteils lassen sich mit den herkömmlichen Zyklusformen optimal abbilden. Deshalb führt man z.B. Versuche mit Phasenwinkeln von $\varphi = 225^\circ$ und $\varphi = 315^\circ$ (Siehe Abb. 2.49) [109] durch, die den zuvor beispielsweise durch eine Finite Elemente Analyse bestimmten Zyklusformen [110] deutlich näher kommen. Dennoch vermögen die bisher genannten Zyklusformen, die alle durch Variation der Phasenverschiebung zwischen den dreieckförmigen Temperatur- und Belastungsverläufen gebildet werden, nicht alle Beanspruchungsverhältnisse hinreichend präzise abzubilden. Für einige typische Beanspruchungsfälle existieren Referenzzyklen, die kompliziertere Beanspruchungs-Temperaturverläufe aufweisen. Die z.B. in Abbildung 2.50 gezeigten Zyklen „Industrial TMF cycle“ (oben) und „Aeronautical TMF cycle“ (unten) sollen die typische „start up“- und „shut down“-Belastung einer industriellen Gasturbinenschaufel bzw. einer Flugzeuggasturbinenschaufel durch abschnittsweise wechselnde Dehngeschwindigkeiten und Einfügung von Haltezeiten in besserer Näherung wiedergeben [111]. Zuweilen führt man Versuche durch, bei denen der im Betrieb auftretende Temperatur-Bearbeitungsverlauf möglichst genau aufgeprägt wird. Abbildung 2.51 zeigt schematisch die unter Betriebsbedingungen auftretende Dehnungs-Temperaturbelastungen eines Volumenelements an der Eintrittskante der Schaufel

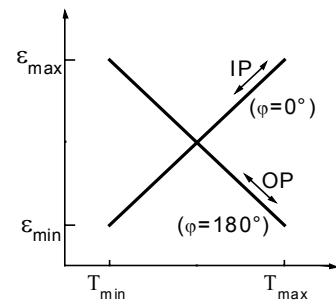


Abbildung 2.47: IP- und OP-Bearbeitungszyklus

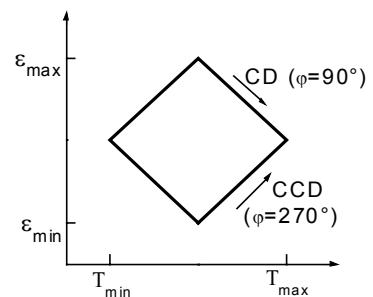


Abbildung 2.48: Diamond-Bearbeitungszyklus

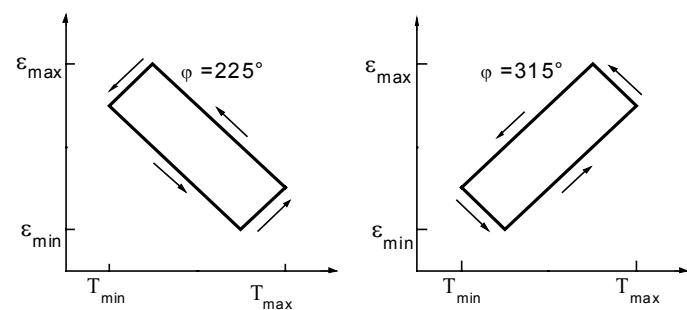


Abbildung 2.49: 225°- bzw. 315°-Zyklus nach [109].

einer stationären Gasturbine, die man z. B. [112] im TMF-Versuch aufprägt.

Um die mechanische Beanspruchung aufzubringen, verwendet man geregelte Prüfmaschinen, überwiegend mit servohydraulischem, vereinzelt auch mit elektrischem oder pneumatischem Antrieb. Regelgröße ist zumeist die mechanische Dehnung, zuweilen auch die plastische oder die Totaldehnung. Zur Temperierung der Proben sind Aufheiz- und Abkühlvorrichtungen erforderlich, welche die Temperatur schnell, gut regelbar und innerhalb der Probenmessstrecke möglichst homogen dem Sollwert nachführen. Für die Beheizung verwendet man hauptsächlich drei Systeme:

- Induktive Beheizung,
- Erwärmung durch Strahlung von Halogenglühlampen oder keramischen Heizelementen, sowie
- direkte Widerstandsbeheizung.

Für metallische Werkstoffe sind Induktionsheizsysteme am weitesten verbreitet. Vorteilhaft sind die relativ hohe Wärmeeinbringung und die Wärmeentstehung im Probenvolumen. Zur Erzielung einer möglichst homogenen Temperaturverteilung muss die Induktionsspule auf die Probengeometrie und den Probenwerkstoff angepasst werden. Anstelle der üblicherweise einheitlichen Induktionsspulen schlägt [113] eine aus drei Segmenten zusammengesetzte Induktionsspule vor, bei der jedes Segment separat positioniert werden kann. Eine bedeutende inhomogene Erwärmung des Probenquerschnitts infolge des „skin“-Effekts (Stromverdrängungseffekt), der besonders bei höheren Frequenzen, hoher relativer Permeabilität und geringem spezifischem Widerstand zu ungleichmäßig über den Probenquerschnitt verteilten Strömen führt, ist bei den üblicherweise für TMF-Versuche verwendeten relativ kleinen Prüfquerschnitten bei Frequenzen in der Größenordnung von 30 kHz nicht zu erwarten. Nachteilig ist der erhöhte Aufwand zur Entstörung der in der Umgebung der Induktionsheizanlage betriebenen elektronischen Mess- und Regeleinrichtungen.

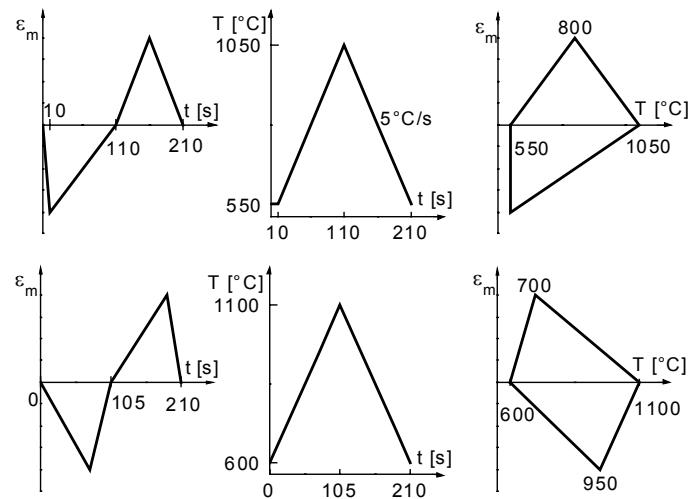


Abbildung 2.50: Industrial TMF-cycle (oben) und Aeronautical TMF-cycle (unten), nach [111].

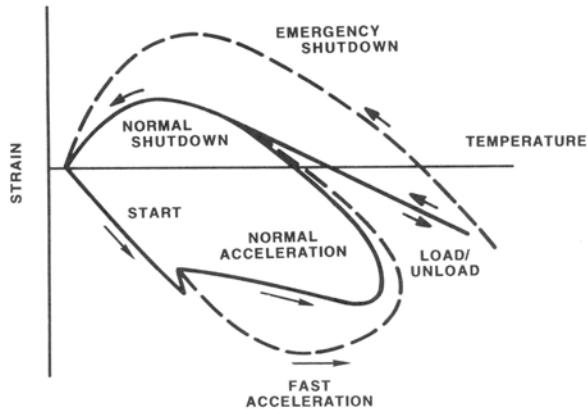


Abbildung 2.51: Beanspruchungsverlauf an der Eintrittskante einer Gasturbinenschaufel (schematisch) [112].

Strahlungsheizungen verwendet man vorrangig zur Beheizung von keramischen Materialien

oder von metallischen Proben mit keramischen Beschichtungen. Die mögliche Wärmeeinbringung hängt stark vom Absorptionsvermögen der Probenoberfläche ab. Das Temperaturfeld wird nicht durch unterschiedliche elektrische Eigenschaften verschiedener Werkstoffphasen beeinflusst, so dass relativ homogene Temperaturverteilungen möglich sind. So erreicht z.B. [114] an einer Hohlprobe mit 11 mm Außendurchmesser und 1 mm Wandstärke innerhalb der 12 mm langen Probenmessstrecke bis zu einer Obertemperatur von 1100°C Temperaturdifferenzen < 5°C. Allerdings können lokale Änderungen des Emissionsgrads oder der Wärmeleitung innerhalb der Probe, z.B. verursacht durch abplatzende keramische Beschichtungen, zu deutlichen Temperaturdifferenzen innerhalb der Probenmessstrecke führen. Da die Wärmeeinbringung über die Probenoberfläche erfolgt, ist die Inhomogenität der Temperaturverteilung über den Probenquerschnitt im Vergleich zur induktiven Erwärmung größer.

Die direkte Widerstandsheizung wurde bereits 1954 von [115] eingesetzt. Da die Widerstandserwärmung im Probenvolumen selbst erfolgt, erzeugt die direkte Widerstandsheizung trotz hoher möglicher Aufheizraten ein relativ gleichmäßiges Temperaturfeld. Für Mess- und Regeleinrichtungen kann elektrische Isolation von der Probe notwendig sein. Lokale Unterschiede im elektrischen Widerstand der Proben, die z.B. bei Verstärkung durch keramische Partikel oder an Rissen auftreten, verursachen inhomogene Temperaturfelder. Deshalb hält [116] die direkte Widerstandserwärmung für Untersuchungen von Rissbildung und Rissausbreitung für ungeeignet. Allerdings hängt die Inhomogenität der Temperaturfelder neben den Werkstoffeigenschaften der Probe und der Länge vorhandener Risse auch von Parametern wie der Aufheizgeschwindigkeit ab, so dass die direkte Widerstandserwärmung z.B. von [117, 118] und [119] für Untersuchungen zur Rissbildung erfolgreich eingesetzt werden konnte.

Die Kühlung der Proben erfolgt durch Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung [120]. Im Bereich höherer Temperaturen und mäßiger Temperaturänderungsgeschwindigkeiten ist die Kühlung durch Wärmeleitung in gekühlte Spannzeuge gebräuchlich. Um die dabei auftretenden Temperaturunterschiede zu verringern, kann die Kühlung in der Mitte der Probenmesslänge durch Druckluftkühlung unterstützt werden. Im Bereich niedriger Untertemperaturen und bei hohen Temperaturänderungsgeschwindigkeiten setzt man Zwangskühlung ein. Gekühlt wird mit Druckluft, ggf. auch mit inerten Gasen, die auf die Probenoberfläche geblasen werden. Zur Begrenzung der durch die Zwangskühlung auftretenden Temperaturunterschiede kann man das Verhältnis zwischen Kühlfläche und Probenvolumen vergrößern, z.B. durch den Einsatz von Hohlproben, welche auch von innen gekühlt werden können. Sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten bei dennoch guter Regelbarkeit erreichte [121] durch Innenkühlung von Hohlproben mit einem Spray aus Druckluft und Wasser.

Zur Temperaturmessung verwendet man Thermoelemente oder Pyrometer. Thermoelemente zeichnen sich durch kurze Ansprechzeit und hohe Messgenauigkeit aus. Sie können oft direkt auf die Probenmessstrecke oder, unter Berücksichtigung einer Korrekturfunktion, auf eine Probenschulter geschweißt werden. Zur Vermeidung von „cold spots“, die durch Wärme-

leitung von der Messstelle in die Thermoelementdrähte entstehen können, führt man die Drähte von der Schweißstelle noch einige mm parallel zur Probenoberfläche. Der Messfehler, den die Anströmung der Messstelle durch Kühlluft verursacht, wird dadurch jedoch kaum verringert. Die z.B. für schlecht schweißbare Werkstoffkombinationen oder keramische Beschichtungen verwendeten Bandthermoelemente zieht man durch Federkraft auf die Probenoberfläche. Im Bereich höherer Temperaturen reicht die (Kriech-) Festigkeit der Thermoelementdrähte häufig nicht aus, um die nötige Anpresskraft zu übertragen. Man verwendet dann Keramikbänder, mit denen man die Thermoelemente auf die Probenoberfläche presst. Pyrometer haben den Vorteil, dass sie berührungslos messen. Bei höheren Temperaturen, geringen Temperaturänderungsgeschwindigkeiten und hohem, möglichst konstantem Emissionsgrad der Probenoberflächen (z.B. bei keramischen Beschichtungen), lassen sich Pyrometer erfolgreich einsetzen. Da Pyrometer eine gewisse Zeitspanne zur Messwerterfassung (Einstellzeit) benötigen, ist eine genaue Regelung bei schnellen Temperaturänderungen problematisch. Auch bei niedrigen Temperaturen oder großen Temperaturschwingbreiten, bei geringem Emissionsgrad sowie bei spiegelnden Messflächen lassen sich Pyrometer für TMF-Versuche kaum erfolgreich nutzen. Der aufgrund zunehmender Oxidation veränderliche Emissionsgrad metallischer Proben kann inakzeptable Messfehler verursachen. Zwar bestimmen moderne Quotientenpyrometer den Emissionsgrad der Probenoberfläche während der Messung, Interferenzerscheinungen an dünnen Oxidschichten können jedoch auch hier zu inakzeptablen Messfehlern führen.

Die große Variationsbreite der Parameter thermisch-mechanischer Ermüdungsversuche (hierzu zählen neben dem Phasenwinkel zwischen Temperatur und mechanischer Dehnung z.B. Temperaturschwingbreite und Mitteltemperatur sowie Dehnungsschwingbreite und Dehnrate) lässt den direkten Vergleich von Versuchsergebnissen oft nicht zu. Selbst bei nominell einheitlicher Versuchsführung existieren zwischen einzelnen Ergebnissen unterschiedlicher Forschungsstellen zuweilen unakzeptabel große Unterschiede [122]. Auf europäischer Ebene sind deshalb seit einigen Jahren Normungsaktivitäten im Gange, die u.a. Vorgaben zur Genauigkeit der Temperaturmessung und -regelung, zur Homogenität des Temperaturfeldes im Prüfquerschnitt der Proben sowie zu Phasenfehlern zwischen Temperatur und Dehnung treffen sollen.

2.3.2 Schädigungsmechanismen und -parameter bei thermisch-mechanischer Ermüdung

Die bei thermischer und thermisch-mechanischer Ermüdung auftretenden Schädigungsprozesse metallischer Werkstoffe beruhen je nach Werkstoff, Verformungstemperatur, mechanischer und chemischer Beanspruchung auf verschiedenen Schadensmechanismen, die entweder allein oder auch in Wechselwirkung miteinander wirken [188]. Rein mechanische Ermüdungsvorgänge, die in Folge plastischer Deformation durch Versetzungsbewegung auftreten, führen über Rissbildung und Rissausbreitung schließlich zum Werkstoffversagen durch Bruch. Bei höheren Temperaturen ($T > 0,4 T_s$ in K) werden zeitabhängige plastische

Verformungen in Form von Kriech- und Relaxationsprozessen stärker wirksam. Aufgrund der mit steigender Temperatur zunehmenden Diffusionsgeschwindigkeit verlaufen Prozesse wie die Bildung, Vergrößerung oder Auflösung von Ausscheidungen beschleunigt. Wie temperaturabhängige Umwandlungsvorgänge führen diese Prozesse zu Volumenänderungen und zu Werkstoffent- oder -verfestigung. Temperaturabhängige Werkstoffwiderstände können zum Aufbau von Mittelspannungen führen, selbst wenn der Versuch mit spannungsfreier Probe bei Mitteltemperatur beginnt, und die thermische Beanspruchung um die Mitteltemperatur erfolgt. Entstehen Zugmittelspannungen, so beschleunigen sie die Rissbildung und die Rissausbreitung. Darüber hinaus treten, als Folge temperatur- und zeitabhängiger Reaktionen des Werkstoffes mit dem Umgebungsmedium, Korrosions- und Oxidationsvorgänge auf [94, 119].

Unter isothermer Ermüdungsbeanspruchung weisen die meisten metallischen Werkstoffe bei steigender Temperatur und einheitlicher mechanischer Belastung eine Abnahme der Anriss- und Bruchlastspielzahl auf. Die Beanspruchungsfrequenz übt bei niedrigeren Temperaturen meist nur geringen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten aus. Bei höheren Temperaturen treten jedoch zeitabhängige diffusionskontrollierte Vorgänge, wie die Bildung, Vergrößerung oder Auflösung von Ausscheidungen sowie Kriech- oder Relaxationsprozesse, stärker in Erscheinung. Eine Absenkung der Frequenz führt dann oft zu deutlich verringerten Anriss- und Bruchlastspielzahlen. Auch die Zyklusform wirkt sich bei höheren Temperaturen stärker auf die Lebensdauer und auf die Form der Hystereseschleife aus. Mit steigender Temperatur beobachtet man einen Übergang von ebenem zu welligem Gleiten, da Quergleit- und Kletterprozesse zunehmend die Versetzungsbewegung bestimmen [124]. Wegen der Wirkung der Kriechverformung erhöhen Haltezeiten unter Belastung die plastische Deformation. Unter Zugbelastung fördern sie darüber hinaus die Porenbildung, die bevorzugt auf den senkrecht zur Spannungsrichtung orientierten Korngrenzen erfolgt. Beide Vorgänge verringern im Allgemeinen die Lebensdauer. In der Regel erfolgt die Ausbreitung von Ermüdungsrissen, in Abwesenheit korrosiver Medien und bei niedrigeren Temperaturen, transkristallin. Mit steigendem Anteil der Kriechschädigung geht meist ein Übergang von trans- zu interkristalliner Rissausbreitung einher. Die Anwesenheit korrosiver Medien begünstigt ebenfalls interkristalline Rissverläufe, da Korngrenzen und ihre Umgebung z.B. aufgrund von lokalisierten Ausscheidungsvorgängen einen geringeren Oxidationswiderstand aufweisen. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit interkristalliner Risse ist im allgemeinen höher, als die transkristalliner Risse.

Zur Dimensionierung thermisch-mechanisch beanspruchter Bauteile greift man aufgrund des hohen experimentellen Aufwands für TMF-Versuche häufig auf Ergebnisse isothermer Ermüdungsversuche zurück, die bei äquivalenter Temperatur durchgeführt wurden. In Abhängigkeit von der Belastungsart und der Werkstoffgruppe erachtet man z.B. die durchschnittliche oder die maximale Zyklustemperatur für äquivalent [125 - 128]. Innerhalb eines Zyklus thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung liegen jedoch bei verschiedenen Temperaturen oft unterschiedliche Schädigungsmechanismen vor, die miteinander in

Wechselwirkung stehen können. Da sich diese Schädigungsabläufe nicht immer durch isotherme Versuche abbilden lassen [129], besitzt die von [127] aufgestellte Hypothese, TMF-Schädigung sei durch LCF-Experimente bei äquivalenter Temperatur beschreibbar, nur in günstigen Fällen Gültigkeit. Auch die relativ aufwendige, abschnittsweise Berechnung von TMF-Hystereseschleifen aus mehreren, bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführten isothermen Ermüdungsversuchen [130] kann Wechselwirkungen zwischen den bei unterschiedlicher Temperatur aktiven Schädigungsmechanismen nicht wiedergeben. Demnach sind TMF-Experimente sowohl für mechanismenorientierte Untersuchungen des Schädigungsverlaufs thermisch-mechanisch beanspruchter Bauteile, als auch bei rein lebensdauerorientierten Fragestellungen unverzichtbar.

Zur Lebensdauerprognose bei isothermer und thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung werden neben empirischen auch schädigungsmechanische Modelle eingesetzt. Im Folgenden werden die im Rahmen dieser Arbeit zur Beschreibung der Lebensdauer unter thermisch-mechanischer Beanspruchung verwendeten, verschiedenen empirische Ansätze kurz vorgestellt.

Bereits früh erkannte man, dass metallische Werkstoffe unter zyklischer Beanspruchung auch dann brechen können, wenn die Beanspruchung deutlich unterhalb der makroskopischen Streckgrenze des Werkstoffs liegt. Aus systematischen Untersuchungen zur Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl N_f von der auftretenden Spannungsamplitude σ_a formulierte Basquin einen Zusammenhang der Form

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (\text{Gl. 2.6}) [131],$$

die Anpassung der Funktion erfolgt über den Ermüdungsfestigkeitskoeffizienten σ'_f und den Ermüdungsfestigkeitsexponenten b . Mit dem linearelastischen Zusammenhang $\sigma_a = E * \varepsilon_{a,\text{el}}$ lässt sich die Spannungsamplitude auch als elastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,\text{el}}$ darstellen:

$$\varepsilon_{a,\text{el}} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b \quad (\text{Gl. 2.7}).$$

In der Mitte des vergangenen Jahrhunderts erkannten Coffin und Manson unabhängig von einander die plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,\text{pl}}$ als ermüdungsschadenverursachende Größe. Der daraus formulierte und nach ihnen benannte Coffin-Manson-Zusammenhang lautet:

$$\varepsilon_{a,\text{pl}} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (\text{Gl. 2.8}).$$

Hierbei ist ε'_f der Ermüdungsduktilitätskoeffizient und c der Ermüdungsduktilitätsexponent.

Während die Coffin-Manson-Beziehung im Bereich höherer plastischer Dehnungsamplituden zur Beschreibung der Lebensdauer gut geeignet ist, treten bei der Messung sehr kleiner plastischer Dehnungsamplituden Messfehler überproportional stark in Erscheinung. Deshalb verwendet man in diesen Fällen weiterhin die Basquin-Beziehung. Die Abbildung 2.52 zeigt

die Zusammenhänge zwischen elastischer, plastischer bzw. der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ und der Bruchlastspielzahl bei doppellogarithmischer Skalierung. Hierbei ergibt sich ein Schnittpunkt zwischen den elastischen und den plastischen Dehnungsanteilen, der den Bereich der „Plastoermüdung“ (Low Cycle Fatigue, (LCF)-Bereich) von dem der „Elastoermüdung“ (High Cycle Fatigue, (HCF)-Bereich) trennt. Durch Addition des Ansatzes nach Basquin (Gl. 2.7) und der Coffin-Manson-Beziehung (Gl. 2.8) erhält man einen Ausdruck, der die Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl von der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ beschreibt (Gl. 2.8). Damit ergibt sich der Vierparameteransatz zur Beschreibung der Dehnungswöhlerlinie [132], der als Manson-Coffin-Morrow-Beziehung bekannt ist:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,el} + \varepsilon_{a,pl} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (\text{Gl. 2.8}),$$

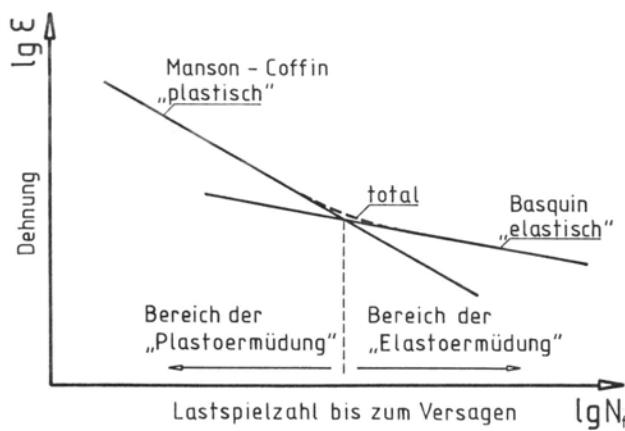


Abbildung 2.52: Zusammenhang zwischen Dehnungsamplituden und Bruchlastspielzahl [123].

Die in den Gleichungen 2.6 bis 2.8 angegebenen Größen σ_a , $\varepsilon_{a,pl}$ und $\varepsilon_{a,t}$ stellen ein Maß für die Schädigung dar, die der Werkstoff in jedem Beanspruchungszyklus erfährt. Zur Berücksichtigung der Auswirkung von Mittelspannungen σ_m (bzw. Mitteldehnungen) wurden Schädigungsparameter entwickelt, die auf die Vorstellung zurückgehen, dass ein Zusammenhang zwischen der durch die Fläche der Hysterese gegebenen Energiedichte und der Ermüdungsschädigung existiert. Dies sind vor allem der Parameter nach Smith, Watson und Topper (PSWT) [133] und der Parameter nach Ostergren (POST) [134]:

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,t} \cdot E} \quad (\text{Gl. 2.9}); \quad P_{Ost} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,p} \cdot E} \quad (\text{Gl. 2.10}).$$

Demnach stellt P_{SWT} das geometrische Mittel aus der Oberspannung $\sigma_o = \sigma_a + \sigma_m$ und einer „Totalspannungsamplitude“ dar, die durch Multiplikation der Totaldehnungsamplitude mit dem Elastizitätsmodul entsteht. Der Schädigungsparameter zielt somit auf die unter Zugbelastung auftretende, elastoplastische Verformungsarbeit ab. Demgegenüber fokussiert Ostergren auf die unter Zugbelastung auftretende, plastische Verformungsarbeit. Der Schädigungsparameter POST entspricht dem geometrischen Mittel aus der über die Multiplikation mit dem Elastizitätsmodul in eine „plastische Spannungsamplitude“ transformierten plastischen Dehnungsamplitude und der Oberspannung σ_o .

2.4 Thermisches und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten metallischer Leichtbauwerkstoffe

Untersuchungen zum thermischen und thermisch-mechanischen Ermüdungsverhalten metallischer Leichtbauwerkstoffe liegen bislang nur in geringer Anzahl vor. Sie konzentrieren sich im wesentlichen auf Leichtmetalle, die bei relativ hohen thermischen und mechanischen Beanspruchungen z.B. in der Luftfahrt- und der Automobilindustrie eingesetzt werden, oder dafür vorgesehen sind. Charakteristische Beispiele bieten Titanlegierungen und Titanaluminide [118] für den Einsatz in Verdichtern von Gasturbinen, sowie Aluminiumlegierungen [135], wie sie im Motorenbau als Kolben- und Zylinderkopfwerkstoff Verwendung finden.

Darüber hinaus liegen einige Untersuchungen zum thermischen und thermisch-mechanischen Ermüdungsverhalten partikel- und faserverstärkter Leichtmetalle (Metal Matrix Composite - MMC) vor. Bei einer Partikelverstärkung beruht der Verstärkungseffekt im Wesentlichen in der Behinderung des Versetzungsgleitens im Matrixwerkstoff. Im Gegensatz zu den meisten Ausscheidungen sind die verwendeten keramischen Partikel (z.B. 12,5 Vol.-% Silizium-Carbid- (SiC) Partikel mit einem mittleren Durchmesser von 3 µm [136]) thermisch weitestgehend stabil. Bezogen auf die gleiche plastische Dehnungsamplitude führt die Partikelverstärkung meist auf geringere Ermüdungslbensdauern. Im Vergleich zu bei Obertemperatur durchgeführten, isothermen Ermüdungsversuchen bewirkt out-of-phase-Beanspruchung mit kleinen plastischen Dehnungsamplituden sowohl an partikelverstärkten [136], als auch z.B. an durch (28 Vol.-%) SiC-Whisker [137] verstärkten Aluminiumlegierungen im Vergleich zu anderen Phasenlagen besonders starke Schädigungen.

Bei der Langfaserverstärkung wird eine Festigkeitssteigerung hauptsächlich durch den tragenden Anteil an steifen und hochfesten Fasern, z.B. aus SiC, Kohlenstoff oder aus δ-Aluminiumoxid, erzielt. Neben den bei partikelverstärkten Verbunden im wesentlichen auf die metallische Matrix und die Haftung zwischen Matrix und Verstärkungsphase beschränkten Schädigungsprozessen stellen Faserbrüche bei langfaserverstärkten MMCs deshalb ein weiteres, bedeutendes Schädigungsmerkmal dar [138].

Die Herstellung keramikphasenverstärkter Magnesiumlegierungen erfolgt beispielsweise durch Squeeze-Casting. Schon die während des Herstellungsprozesses auftretende Abkühlung von Solidus- auf Raumtemperatur kann aufgrund der oft beachtlichen Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\Delta\alpha$ zwischen Matrix und Verstärkung erste Schäden verursachen. Bei Abkühlung führt die Temperaturdifferenz ΔT zu Zugspannungen in der Matrix und Druckspannungen in der Verstärkungsphase. Für den rein elastischen Fall lässt sich die thermische Spannung nach

$$\sigma_{TS} = \frac{E_f E_M}{(E_f f + E_M (1-f))} f \Delta \alpha \Delta T ; \quad (\text{Gl. 2.11}) \quad [139]$$

abschätzen. Hierbei symbolisieren E_M und E_f die Elastizitätsmoduln von Matrix und Verstärkungsphase, und f den Anteil der Verstärkungsphase. Obwohl diese Gleichung z.B. Kerbspannungsüberhöhungen nicht erfasst, ergibt sich bei Untersuchungen an mit kurzfaserverstärktem Magnesium (19,5 Vol.-% δ -Aluminiumoxid) eine gute Übereinstimmung zwischen makroskopisch bestimmten Festigkeitswerten des unverstärkten Matrixwerkstoff, den berechneten thermischen Spannungen und der durch Schallemissionsmessungen festgestellten Plastizierung des Matrixwerkstoff [140]. Die während der Temperaturwechselbeanspruchung in der Matrix faserverstärkter Magnesiumwerkstoffe auftretenden Verformungsmechanismen hat [140] in Abhängigkeit von der Temperatur in einem qualitativen Modell (siehe Abb. 2.53) zusammengefasst. Hierbei ergibt sich durch Erwärmung von der Raumtemperatur zunächst ein Rückgang der herstellungsbedingten Matrixzugspannungen, mit anschließendem Aufbau von Druckspannungen. Nach Überstreichen des elastischen Bereichs führen diese zu mikroplastischer Deformation, und mit weiter ansteigenden Druckspannungen zu kristallographischem Grobgleiten und zu Zwillingsbildung. Durch weitere Temperatursteigerung nimmt die Druckspannung nur noch langsam zu, da neben homogenem kristallographischem Gleiten und Korngrenzengleiten auch die Kriechverformung spürbar einsetzt. Schließlich dominiert der mit zunehmender Temperatur abnehmende Werkstoffwiderstand gegen plastische Verformung, so dass die Druckspannungen trotz fortgesetztem Temperaturanstieg abnehmen. Aufgrund der nach Erreichen der Obertemperatur einsetzenden Temperaturabsenkung geht die Druckspannung stärker zurück, so dass zunächst die Gleitvorgänge, und anschließend auch die Kriechprozesse zum Erliegen kommen. Nach Durchlaufen des elastischen Bereichs führen thermisch induzierte Zugspannungen bei weiterer Abkühlung über die bereits genannten Verformungsmechanismen auf die bei Raumtemperatur vorliegenden Zugspannungen. Inwiefern die Rückverformung auch eine Rückbildung der unter Druckbeanspruchung entstandenen Verformungszwillinge umfasst, bleibt unklar.

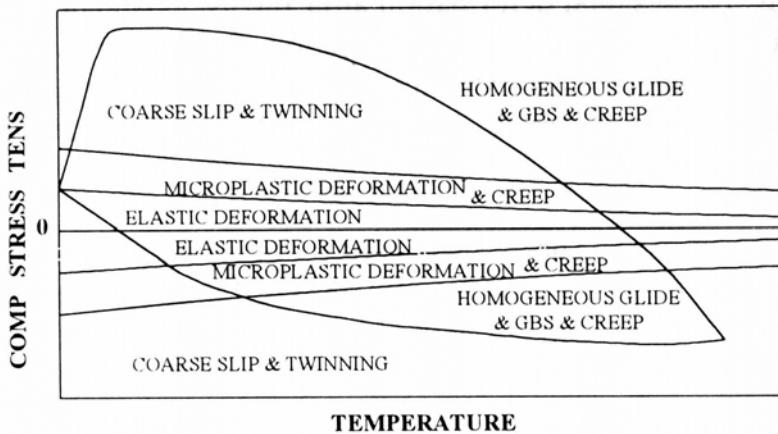


Abbildung 2.53: Modell der Temperaturabhängigkeit thermischer Spannungen und Verformungsmechanismen bei thermischem Zyklieren von magnesiumbasierten MMCs (schematisch) [140].

Dieses Modell lässt sich zwar in bestimmten Fällen auch auf die unter thermisch-mechanischer out-of-phase-Beanspruchung an Magnesiumlegierungen auftretenden Verformungsvorgänge übertragen. Es gibt jedoch keine Auskunft über die zeitliche Abfolge der mikrostrukturellen Veränderungen des Werkstoffs unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung.

Ein weiterer Aspekt der Schädigung durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung ist die anisotrope thermische Dehnung hexagonaler Elementarzellen. Diese führt bei wechselnder Temperatur in polykristallinen Gefügen zu Mikroeigenspannungen [141], die eine Verformung in bestimmten Gleitsystemen begünstigt. Zyklisch wechselnde Temperaturen induzieren wechselnde, thermisch induzierte Mikroeigenspannungen. Diese bewirken plastische Verformungsprozesse wie kristallographisches Gleiten und Zwillingsbildung. Weiterhin führen sie zur Bildung von Mikrorissen, wie eine Untersuchung an Zink im Temperaturbereich von -196°C bis -45°C belegt [104]. Bei Überlagerung thermisch induzierter Mikroeigenspannungen mit konstanten Lastspannungen ist superplastisches Verformungsverhalten beobachtet worden. So konnte z.B. an Zink unter zyklisch wechselnder Temperatur und einer konstanten Zugspannung von 4 MPa eine plastische Dehnung von 200% erreicht werden [142].

Bei thermisch-mechanischer Beanspruchung kommt der Relaxationsneigung von Magnesiumwerkstoffen besondere Bedeutung zu, da schon bei Temperaturen von $100 - 150^{\circ}\text{C}$ deutliche Relaxationseffekte zu erwarten sind [143, 156]. Demnach ist zu vermuten, dass thermisch induzierte Mikroeigenspannungen an Magnesiumbasislegierungen, ähnlich wie bei anderen hexagonalen Metallen, die Neigung zu zyklischem Kriechen bzw. die Relaxationsneigung bei Temperaturwechselbeanspruchung fördern. Neben den charakteristischen Kenngrößen des thermisch-mechanischen Verformungsverhaltens (z.B. Spannungs- und plastische Dehnungsamplituden sowie Mittelspannungen) sind auch die Mikrostrukturänderungen bei thermisch-mechanischer Ermüdung von Bedeutung: Als wichtige Einflussgrößen sind hier die Zwillingsbildung und die damit einhergehende Veränderung der Textur, der (Mikro-)Eigenspannungs- und Verfestigungszustand, sowie die Rissbildung und Rissausbreitung zu betrachten.

Vertiefte Untersuchungen zu den Auswirkungen zyklisch wechselnder Temperaturen unter Totaldehnungsbehinderung auf das Wechselverformungsverhalten, die Lebensdauer und die Mikrostruktur von Magnesiumbasislegierungen, unter Berücksichtigung der oben genannten Punkte, sind nicht bekannt. Somit besteht ein Mangel an Kenntnissen darüber, wie sich die Werkstoffeigenschaften von Magnesiumbasislegierungen unter thermisch-mechanischer out-of-phase-Ermüdungsbeanspruchung verändern, und diese sich auf den Versagensprozess auswirken. Zu dieser Fragestellung soll die vorliegende Arbeit einen Beitrag leisten.

3 Versuchswerkstoffe und Probenformen

3.1 Magnesiumknetlegierung AZ31

Die Proben der Magnesiumknetlegierung AZ31 wurden aus einem warmgewalzten Blech von 1000 mm Breite und 20 mm Dicke gefertigt. Nach dem Walzen des Blechs erfolgte keine weitere Wärmebehandlung. In Tabelle (3.1) sind die Ergebnisse der mittels optischer Glimmentladungsspektroskopie durchgeführten chemischen Analyse den in DIN 1729-1 (Magnesiumlegierungen; Knetlegierungen) genannten Sollwerten gegenübergestellt. Als Ergebnis der Analyse sind die aus sechs Einzelmessungen an drei Probenstücken gebildeten arithmetischen Mittelwerte in Ma.-% angegeben. Mit Ausnahme des nur geringfügig überhöhten Mangangehalts entspricht die chemische Zusammensetzung den in DIN 1729-1 für MgAl3Zn festgelegten Werten.

AZ 31	Element	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg	sonstige, gesamt
Analyse		3,411	0,755	0,449	0,005	0,0023	0,0003	0,0005	Rest	k.A.
Sollwerte nach DIN 1729-1 [144]		2,5 - 3,5	0,5 - 1,5	0,05 - 0,4	$\leq 0,1$	$\leq 0,03$	$\leq 0,1$	$\leq 0,005$	Rest	0,1

Tabelle 3.1: Ergebnis der chemischen Analyse der AZ31-Proben, Angaben in Ma.-%.

In Abbildung 3.1 ist das Gefüge der Magnesiumknetlegierung AZ31 parallel zur Blechoberfläche, orthogonal zur Walzrichtung bzw. parallel zur Walzrichtung und orthogonal zur Blechoberfläche bei 200-facher Aufnahmevergrößerung gezeigt.

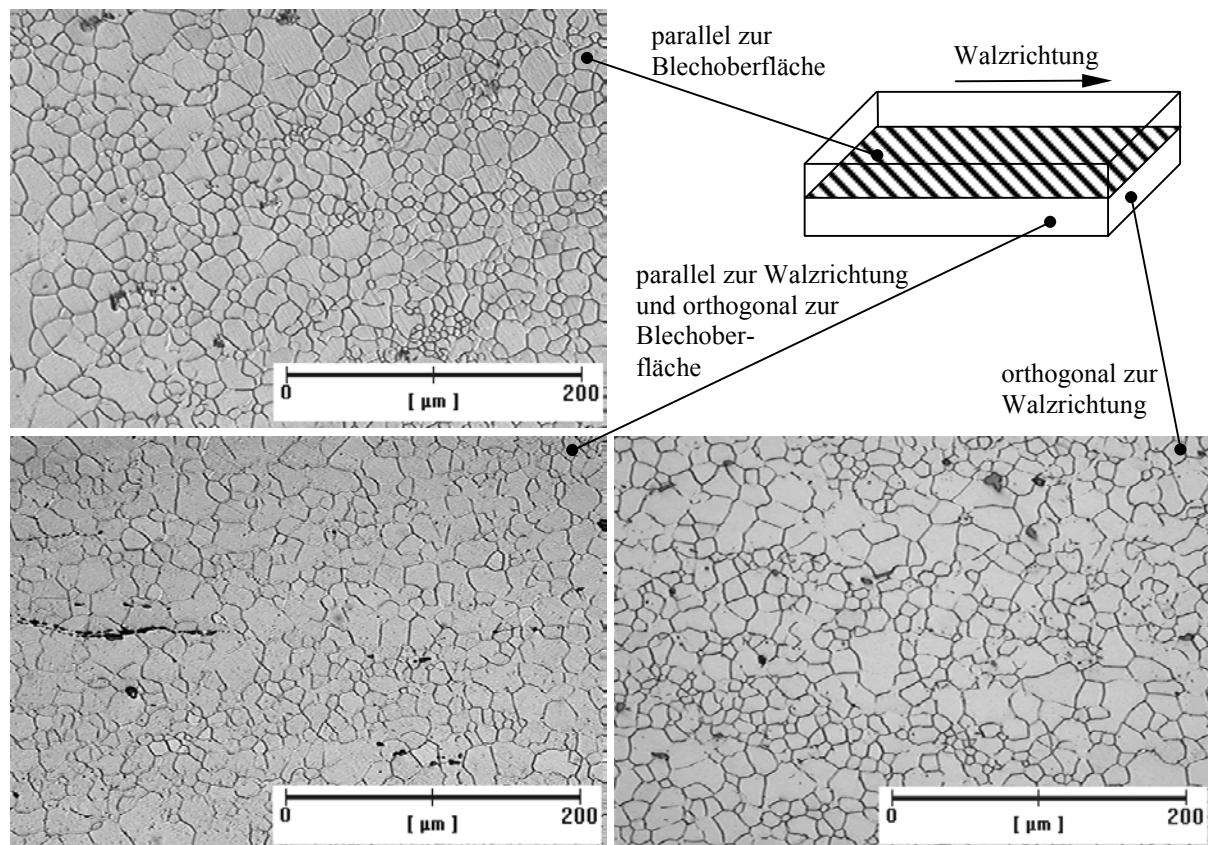


Abbildung 3.1: Gefüge der Magnesiumknetlegierung AZ31, geätzt.

Man erkennt ein einphasiges, vollständig rekristallisiertes Gefüge mit in Walzrichtung zeilig orientierten, nichtmetallischen Einschlüssen von silikatischer und oxidischer Zusammensetzung. Aufgrund der während des Walzprozesses stattfindenden dynamischen Rekristallisation haben sich relativ feinkörnige Bereiche mit einer typischen Korngröße von 11 µm gebildet, in denen eine deutliche Richtungsabhängigkeit der Kornform nicht erkennbar ist. Daneben finden sich vereinzelt Zonen mit teilweise leicht in Walzrichtung gestrecktem, größerem Korn (typische Korngröße 21 µm). Unter Einbeziehung der Zonen größeren Korns ergibt sich eine für alle Raumrichtungen einheitliche mittlere Korngröße von etwa 14 µm.

Bei Raumtemperatur an den oben gezeigten Schliffen nach dem Vickersverfahren durchgeführte Kleinlasthärtemessungen (14 Messungen je Raumrichtung, $N_{\text{ges}} = 42$) ergaben einen arithmetischen Vickershärte-Mittelwert von 59,7 HV0,5, bei einer Standardabweichung von 2,2 HV0,5. Die im Druck- und Zugversuch bestimmten Werkstoffkennwerte des Ausgangszustands sind in Abschnitt 5.2 dargestellt.

Um eine Beeinflussung der Versuchsergebnisse aufgrund der in Breitenrichtung des Blechs möglicherweise leicht unterschiedlichen Mikrostruktur auszuschließen, wurden die Proben lediglich aus einem aus der Blechmitte stammenden Bereich von 600 mm Breite entnommen, die Randstreifen von jeweils 200 mm Breite wurden verworfen. Die Probenlängsachse ist stets parallel zur Walzrichtung orientiert, das Probenzentrum liegt in der ursprünglichen Mittelebene des Blechs in Dickenrichtung. In Abbildung 3.2 ist die Geometrie der gedrehten Proben gezeigt. Für die Endbearbeitung wurde eine Schnittgeschwindigkeit von 100 m/min, ein Vorschub von $f = 0,05$ mm/Umdrehung und eine Schnitttiefe von $a = 0,2$ mm gewählt. Als Schneidwerkzeug kamen Wendeschneidplatten vom Typ VCGT 16 04 04 FN-ASF zum Einsatz. Die Rauheitskennwerte der gedrehten Oberfläche wurden nach dem Tastschnittverfahren in Richtung der Probenlängsachse gemessen. Bei den in Tabelle 3.2 verzeichneten Werten handelt es sich um arithmetische Mittelwerte aus jeweils drei Einzelmessungen.

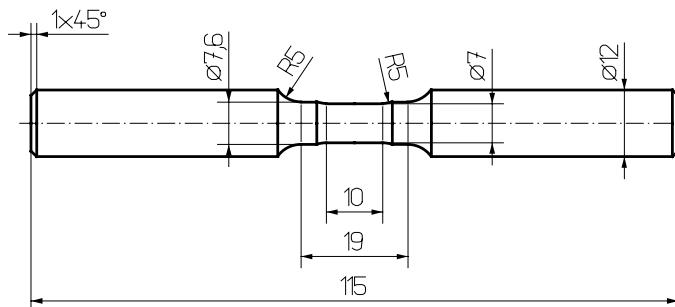


Abbildung 3.2: Geometrie der AZ31-Proben.

R_{\max} [µm]	R_z [µm]	R_p [µm]	R_a [µm]	R_t [µm]
4,1	3,2	2,9	0,5	4,7

Tabelle 3.2: Rauheitskennwerte der AZ31-Proben, Messrichtung parallel zur Probenlängsachse.

An metallographisch präparierten Längs- und Querschnittsfächern von AZ31-Proben des Ausgangszustands wurden Intensitätsverteilungen der $\{0002\}$ -, der $\{11\bar{2}0\}$ -, sowie der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen über einen Winkelbereich von $\pm 70^\circ$ zur Normalen der Schnittflächen nach dem Röntgenbeugungsverfahren ermittelt. Die Schnittebenen waren stets so angeordnet, dass die

vermessenen Volumina im Bereich der Blechdickenmitte lagen. Abbildung 3.3 zeigt die nach der Methode der stereographischen Projektion aufgetragen, aus den gemessenen Intensitäten berechneten Poldichteveverteilungen.

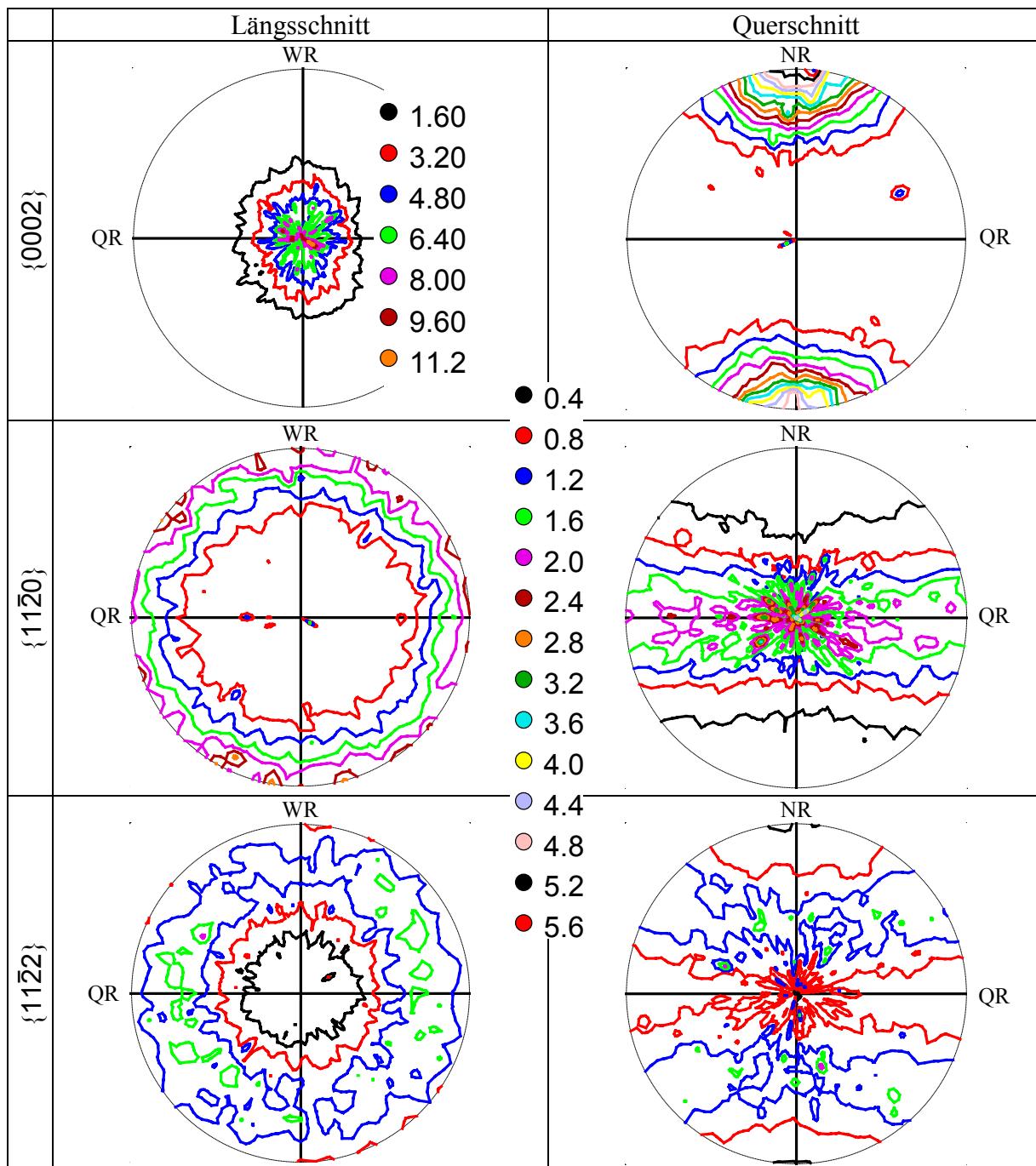


Abbildung 3.3: Poldichteveverteilung der längs- bzw. quergeschnittenen AZ31-Proben im Ausgangszustand.
(WR = Walzrichtung, QR = Querrichtung, NR = Normalrichtung, Azimutwinkel (ψ) $\pm 70^\circ$).
{0002}-Poldichteveverteilung des Längsschnitts mit separater Legende.

Die {0002}-Poldichteveverteilung des Längsschnitts (Abb. 3.3, oben links) lässt eine für gewalzte Magnesiumbleche typische Textur erkennen: Die Basalebenen der hexagonalen Elementarzellen haben sich vorzugsweise parallel zur Blechoberfläche ausgerichtet. Aufgrund der Schärfe dieser Basaltextur liegen in der Umgebung des Koordinatenursprungs relativ hohe Poldichten mit Werten von ca. 10 vor. Die Lageabweichung der Basalebenen von der idealen

Basaltextur ist in Walzrichtung stärker ausgeprägt, als in Querrichtung. Deshalb ist die Poldichteverteilung nicht rotationssymmetrisch, sondern in Walzrichtung leicht gestreckt. Das globale {0002}-Poldichte-Maximum der quergeschnittenen Probe liegt bei einem ψ -Winkel von 90° . Die dargestellten Poldichteverteilungen umfassen jedoch nur einen Winkelbereich von $-70^\circ \leq \psi \leq 70^\circ$. Deshalb findet man in Abbildung 3.3 (oben rechts) lediglich die Ausläufer dieses Maximums. Im Querschnitt treten in der Umgebung des Koordinatenursprungs zusätzlich einige lokale Maxima auf, die auf eine vorangegangene, geringe Zwillingsbildung schließen lassen. Ähnliche Bedingungen gelten für die {11 $\bar{2}$ 0}-Poldichteverteilungen: Am Längsschnitt lässt sich das bei einem ψ -Winkel von 90° liegende, globale Maximum der Poldichte aufgrund des auf $\pm 70^\circ$ begrenzten ψ -Winkelbereichs nicht darstellen. Man erkennt lediglich die im Bereich hoher ψ -Winkel liegenden, lokalen Maxima mit Poldichten um 3. Eine bezüglich der Rotation um die Blechnormale ausgezeichnete Vorzugsorientierung der {11 $\bar{2}$ 0}-Ebenen ist am Längsschnitt nicht erkennbar.

Die Poldichteverteilung der {11 $\bar{2}$ 2}-Ebenen des Längsschnitts weist einen annähernd ringförmigen Bereich erhöhter Poldichte auf. Die Ringmitte liegt mit einem Distanzwinkel von ca. 55° nur wenig von dem bei idealer Basaltextur zu erwartenden Winkel maximaler Poldichte von $58,36^\circ$ entfernt. Die in Blechnormalenrichtung gemessenen Poldichtemaxima der Querschnittfläche bilden mit einem Distanzwinkel von ca. 35° entsprechend der Orientierungsdifferenz von 90° zwischen Längs- und Querschnitt das Komplement zur Lage der Ringmitte des Längsschnitts. Die {11 $\bar{2}$ 2}-Poldichten des Längsschnitts sind im ringförmigen Bereich erhöhter Poldichte nicht rotationssymmetrisch verteilt. Entsprechend der stärker in Walzrichtung verkippten C-Achsen der Elementarzellen beobachtet man in Walzrichtung geringere Intensitäten, als quer dazu.

Die durch das Röntgenbeugungsverfahren an den gedrehten Oberflächen der Proben im Bereich der Probenmessstrecke bestimmten oberflächennahen Eigenspannungen betragen in Richtung der Probenlängsachse -39 MPa, in Querrichtung -24 MPa. Vermessen wurden Ebenen vom Typ {11 $\bar{2}$ 2}. Bei den angegebenen Werten handelt es sich um arithmetische Mittelwerte, die aus 10 Einzelmessungen gebildet wurden. Die Standardabweichung der Eigenspannungen beträgt in Längsrichtung $4,3$ MPa, in Querrichtung $5,9$ MPa.

3.2 Magnesiumgusslegierung AZ91

Die Rohlinge der Proben aus der Magnesiumgusslegierung AZ91 wurden in der Versuchsgießerei der Audi AG, Ingolstadt, gegossen. Die durch optische Glimmentladungsspektroskopie bestimmte chemischen Zusammensetzung ist in Tabelle 3.3 den Vorgaben der DIN EN 1753 (Magnesium und Magnesiumlegierungen - Blockmetalle und Gussstücke aus Magnesiumlegierungen) gegenübergestellt (Angaben in Masse-%). Die angegebenen Analyseergebnisse stellen den arithmetischen Mittelwert aus sechs Messungen dar, die an sechs Probenstücken vorgenommen wurden. Im wesentlichen entspricht die chemische Zusammen-

setzung des untersuchten Werkstoffs der nach DIN EN 1753 genormten Zusammensetzung von MgAl9Zn1(A). Die nur geringfügig überhöhten Aluminium- und Eisenkonzentrationen beruhen vermutlich auf verarbeitungsbedingten Entmischungsprozessen, da sämtliche Analyseproben aus dem für die vorliegende Arbeit relevanten Bereich der Probenmessstrecke stammen, und somit nicht die mittlere Zusammensetzung der Gussteile repräsentieren.

AZ 91	Element	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg	sonstige, jeweils
Analyse		10,02	0,692	0,313	0,018	0,0065	0,0019	0,0006	Rest	k.A.
Sollwerte nach DIN EN 1753 [58]		8,3 - 9,7	0,35 - 1,0	$\geq 0,1$	$\leq 0,10$	$\leq 0,005$	$\leq 0,030$	$\leq 0,002$	Rest	$\leq 0,01$

Tabelle 3.3: Ergebnis der chemischen Analyse der AZ91-Proben, Angaben in Ma.-%.

Als Gießverfahren kam ein dem Vacural®-Druckgießverfahren ähnliches Verfahren zum Einsatz, bei dem sich die Gussteile gegenüber in herkömmlichen Druckgießverfahren hergestellten Teilen durch geringere Mikroporosität [145], einen geringeren Anteil an oxidischen Einschlüssen und einer feineren Gefügeausbildung auszeichnen. Bei der verwendeten Druckgießform handelte es sich um ein Multifunktionswerkzeug, mit dem in einem Schuss neben jeweils zwei Zug-Druck-Ermüdungsprobenrohlingen für die vorliegende Untersuchung unter anderem auch Flachzug- und Wechselbiegeproben hergestellt wurden. Durch den spiegelsymmetrischen Aufbau des Werkzeugs ist sichergestellt, dass für beide Zug-Druck-Ermüdungsprobenrohlinge einheitliche Gieß- und Erstarrungsbedingungen herrschen und daraus dementsprechend einheitliche Eigenschaften der Proben resultieren. Nach dem Gießprozess wurden die Proben keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen.

Aus den Rohlingen mit einer Gesamtlänge von 237 mm und einer Messstrecke von ca. 9 mm Durchmesser sowie 25 mm Länge wurde die in Abbildung 3.4 gezeigte Probengeometrie durch spanende Bearbeitung erzeugt. Unter Berücksichtigung der Abmessung der Rohlinge wurde eine von der Geometrie der aus der Magnesiumknetlegierung AZ31 gefertigten Proben abweichende Probengeometrie gewählt. Die Abmessungen der Probenmessstrecke sind jedoch für beide Werkstoffe identisch.

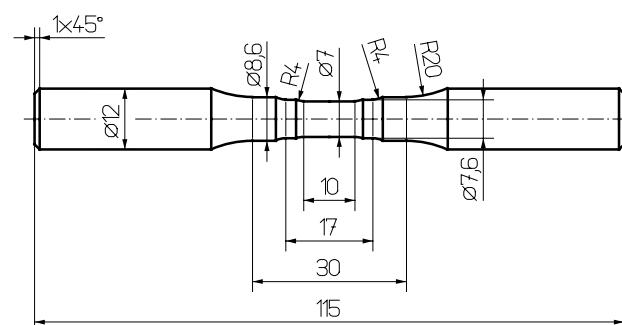


Abbildung 3.4: Geometrie der AZ91-Proben.

Der in Abbildung 3.5 wiedergegebene, aus vier Einzelaufnahmen zusammengesetzte Ausschnitt eines polierten Querschnitts durch die Probenmessstrecke lässt die lokale Verteilung der während des Erstarrungsvorgangs gebildeten Mikrolunker erkennen. Im Zentrum der Probe (Bildmitte) liegt nahezu lunkerfreies Gefüge vor, das von einem hohlzylinderförmigen Bereich erhöhter Lunkerkonzentration umgeben ist. Hieran grenzt wieder ein Abschnitt ge-

riger Lunkerkonzentration, der sich bis an die Probenoberfläche erstreckt, so dass die Probenoberfläche keine Lunkernester schneidet.

In Abbildung 3.6 sind Ausschnitte des in Abbildung 3.5 gezeigten Querschnitts durch die Probenmessstrecke in geätztem Zustand wiedergegeben, die lokal unterschiedliche Gefüge erkennen lassen. Diese für im Druckgießverfahren hergestellte Probenstäbe

charakteristische [146] Gefügeausbildung ist dadurch bedingt, dass aufgrund der starken Kühlwirkung der Druckgießform während des Gießprozesses zunächst der Außenbereich der Probe erstarrte. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit traten lediglich geringe Seigerungen auf, wodurch der Anteil der γ -Phase (intermetallische Phase $Mg_{17}Al_{12}$), die hier als entartetes Eutektikum auf den Korngrenzen vorliegt, relativ gering ist (siehe Abb. 3.6 (links)). Außerdem führte die hohe Abkühlgeschwindigkeit in diesem Bereich zu einem relativ feinkörnigen Gefüge (typische Korngröße 10 μm). Zum Ausgleich der erstarrungsbedingten Volumenschrumpfung wurde Schmelze in axialer Richtung durch das noch flüssige Probenzentrum in den speiserfernern Probenschaft nachgespeist. Die im Probzentrum strömende Schmelze verursachte einen auf die Formwand gerichteten Wärmestrom, der die weitere Erstarrung innerhalb der Probenmessstrecke zunächst verzögerte. Wie in Abbildung 3.6 (Mitte) gezeigt, ist dieser Bereich verlangsamter Abkühlung durch größeres Korn (typische Korngröße 15 μm) sowie durch einen höheren Anteil des auf den Korngrenzen vorliegenden, entarteten Eutektikums gekennzeichnet. Darüber hinaus sind Bereiche mit (Mg)- $Mg_{17}Al_{12}$ -Eutektikum erkennbar. Da nach dem Zusammenbrechen der Nachspeisung im Zentrum der Probenmessstrecke keine weitere Wärmezufuhr erfolgte, erstarrte die aus dem speisernahen Probenschaft stammende, noch wenig entmischt Schmelze dort relativ schnell. Im Probzentrum bildete sich deshalb ein mit dem am Probenrand vorliegenden Gefüge vergleichbarer Gefügezustand (siehe Abb. 3.6, rechts). Der Abschluss der Erstarrung vollzog sich in der hohlzylinderförmigen Zone, in der durch verlangsamte Abkühlung eutektische Gefügebereiche entstanden waren. Da gegen Ende der Erstarrung keine wirksame Nachspeisung mehr erfolgen konnte, sind in dieser Zone zahlreiche Mikrolunker vorhanden. Der an neun Schliffen aus drei Proben mit Hilfe der rechnergestützten Bildanalyse ermittelte, durchschnittliche Flächenanteil der Mikrolunker an der Schlifffläche beträgt im hohlzylinderförmigen Bereich erhöhter Lunkerkonzentration ca. 1,8%, in den anderen Bereichen liegt er unter 0,5%.

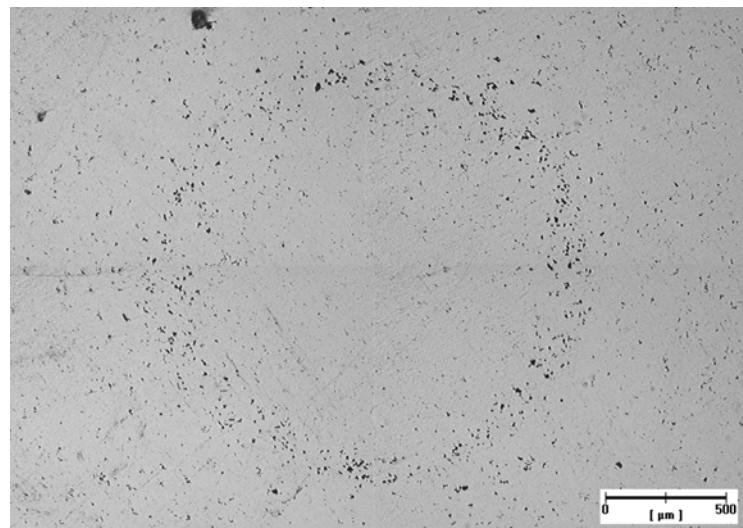


Abbildung 3.5: MikrolunkerVerteilung im Querschliff durch die Probenmessstrecke (Probenzentrum in der Bildmitte).

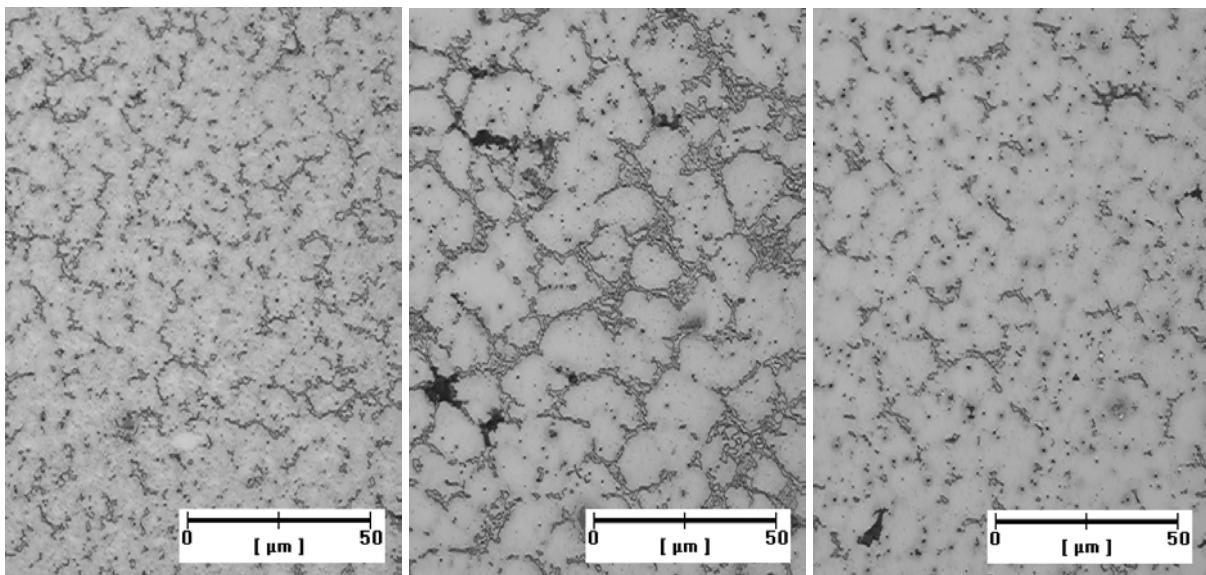


Abbildung 3.6: Gefüge in der Querschnittsfäche der AZ91-Proben, geätzt
(links: randnaher Bereich, mittig: Bereich verzögter Erstarrung, rechts: Probenzentrum).

Zur Endbearbeitung der AZ91-Probenoberflächen wurde das gleiche Schneidwerkzeug eingesetzt, wie für AZ31. Aufgrund des im Vergleich zu AZ31 günstigeren Zerspanungsverhaltens von AZ91 wurde zur Erzielung einer in etwa vergleichbaren Oberflächenrauheit eine Schnittgeschwindigkeit von 90 m/min, ein Vorschub von $f = 0,1 \text{ mm/Umdrehung}$ und eine Schnitttiefe von $a = 0,4 \text{ mm}$ gewählt. Die Bestimmung der in Tabelle 3.4 wiedergegebenen Rauheitskennwerte der AZ91-Proben erfolgte analog zu den Rauheitsmessungen an den AZ31-Proben.

$R_{\max} [\mu\text{m}]$	$R_z [\mu\text{m}]$	$R_p [\mu\text{m}]$	$R_a [\mu\text{m}]$	$R_t [\mu\text{m}]$
4,6	4,1	2,7	0,7	5,0

Tabelle 3.4: Rauheitskennwerte der AZ91-Proben, Messrichtung parallel zur Probenlängsachse.

An aus dem Bereich der Probenmessstrecke stammenden, metallographisch präparierten Schnittflächen von AZ91-Proben des Ausgangszustands wurden Intensitätsverteilungen der $\{0002\}$ -, der $\{11\bar{2}0\}$ -, sowie der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen über einen Winkelbereich von $\pm 70^\circ$ zur Normalen der Schliffflächen nach dem Röntgenbeugungsverfahren ermittelt. Die gemessenen Intensitäten wurden in Poldichteveerteilungen umgerechnet und nach der Methode der stereographischen Projektion aufgetragen. Für die in Abbildung 3.7 gezeigten Poldichteveerteilungen wurden das Zentrum der Querschnittsfäche sowie der mittlere Bereich der in der Probenlängsachse liegenden Längsschnittsfäche vermessen. Die Poldichten der untersuchten Proben liegen im wesentlichen im Bereich zwischen 0,75 und 1,25. Sie weichen somit nur unwesentlich von dem eine statistisch regellose Verteilung kennzeichnenden Wert (=1) ab. Aufgrund zufälliger Schwankungen der Orientierung benachbarter Kristallite ergeben sich in den Poldichteveerteilungsdiagrammen der $\{0002\}$ -Ebenen vereinzelt Poldichten um 2, bei den größeren Flächenhäufigkeiten der höher indizierten Ebenen führen diese Schwankungen zu maximalen Poldichten um 1,5 ($\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen) bzw. 1,25 ($\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen).

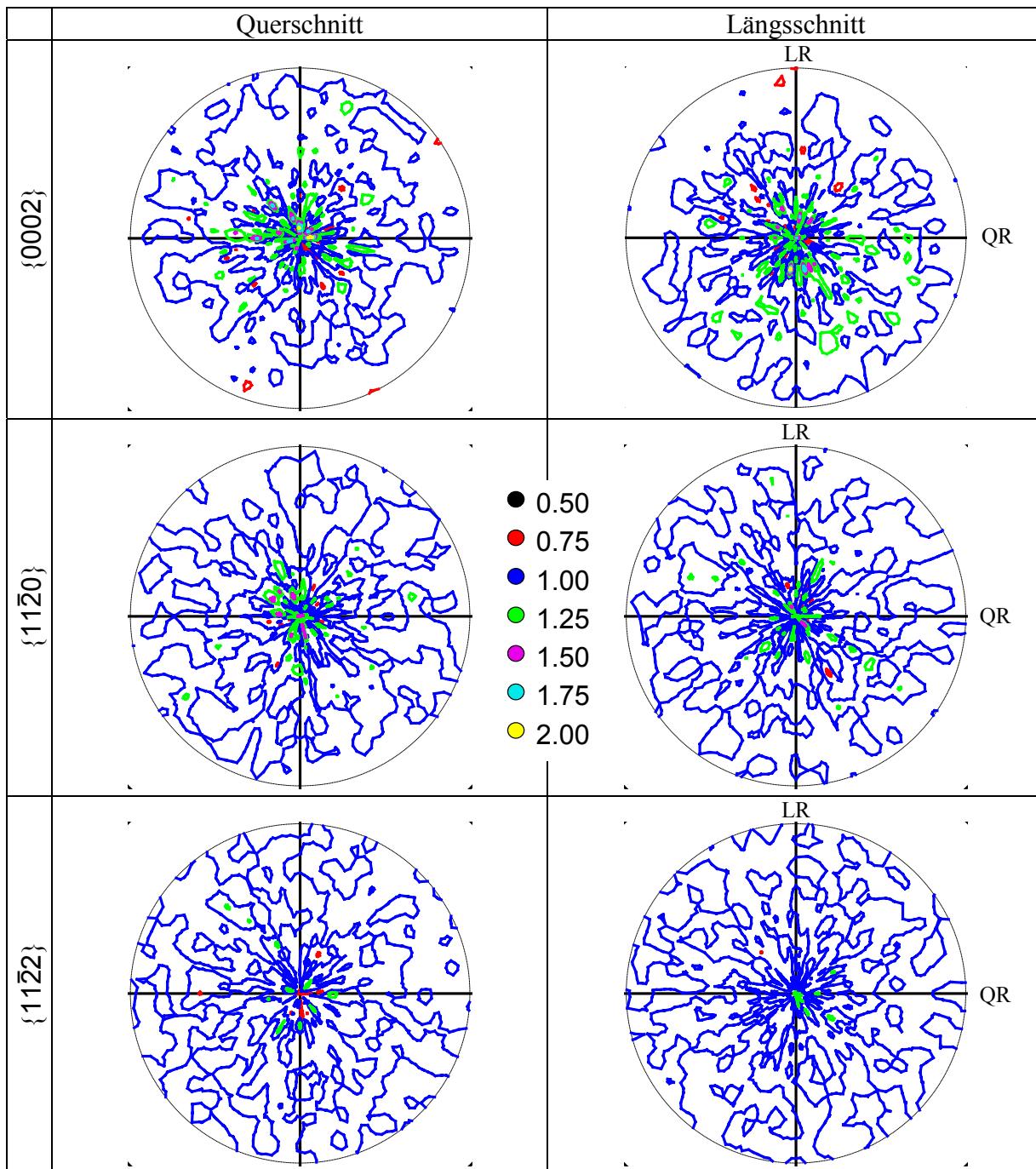


Abbildung 3.7: Poldichteverteilung im Zentrum der AZ91-Proben im Ausgangszustand.
(LR = Längsrichtung, QR = Querrichtung. Azimutwinkel $\pm 70^\circ$).

Die in zentrumsfernen Bereichen der Diagramme scheinbar geringeren Schwankungen der Poldichten sind auf die mit höheren Distanzwinkeln nachlassende Auflösung des Messverfahrens zurückzuführen. Ergänzende Texturmessungen am feinkörnigen Erstarrungsgefüge des randnahen Bereichs ergaben nahezu identische Ergebnisse. Demnach weisen die AZ91-Proben im Ausgangszustand keine deutlich ausgeprägte Textur auf.

Die durch das Röntgenbeugungsverfahren an Ebenen vom Typ $\{12\bar{3}3\}$ bestimmten Eigenspannungen der gedrehten Oberfläche betragen im Bereich der Probenmessstrecke in Richtung der Probenlängsachse 9 MPa, in Querrichtung -23 MPa. Bei den angegebenen

Werten handelt es sich um arithmetische Mittelwerte, die aus 10 Einzelmessungen gebildet wurden. Die Standardabweichung der Eigenspannungen beträgt in Längsrichtung 9,3 MPa, in Querrichtung 13,2 MPa.

4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung

4.1 Thermisch-mechanischer Ermüdungsprüfstand

Die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche wurden auf einer Prüfanlage durchgeführt, die in Abbildung 4.1 schematisch dargestellt ist. Das Herzstück der Anlage bildet eine servohydraulische Schwingprüfmaschine mit 160 kN Nennkraft (Bauart „Schenck“, Serie 31), die mit wassergekühlten, hydraulisch betätigten Spannzeugen versehen ist, welche die zylindrischen Probenschäfte kraftschlüssig spannen. Zur Minimierung geometrischer Abweichungen wie Achs- und Winkelversatz sind die Spannzeuge über einstellbare Flansche an der Prüfmaschine befestigt und exakt justiert.

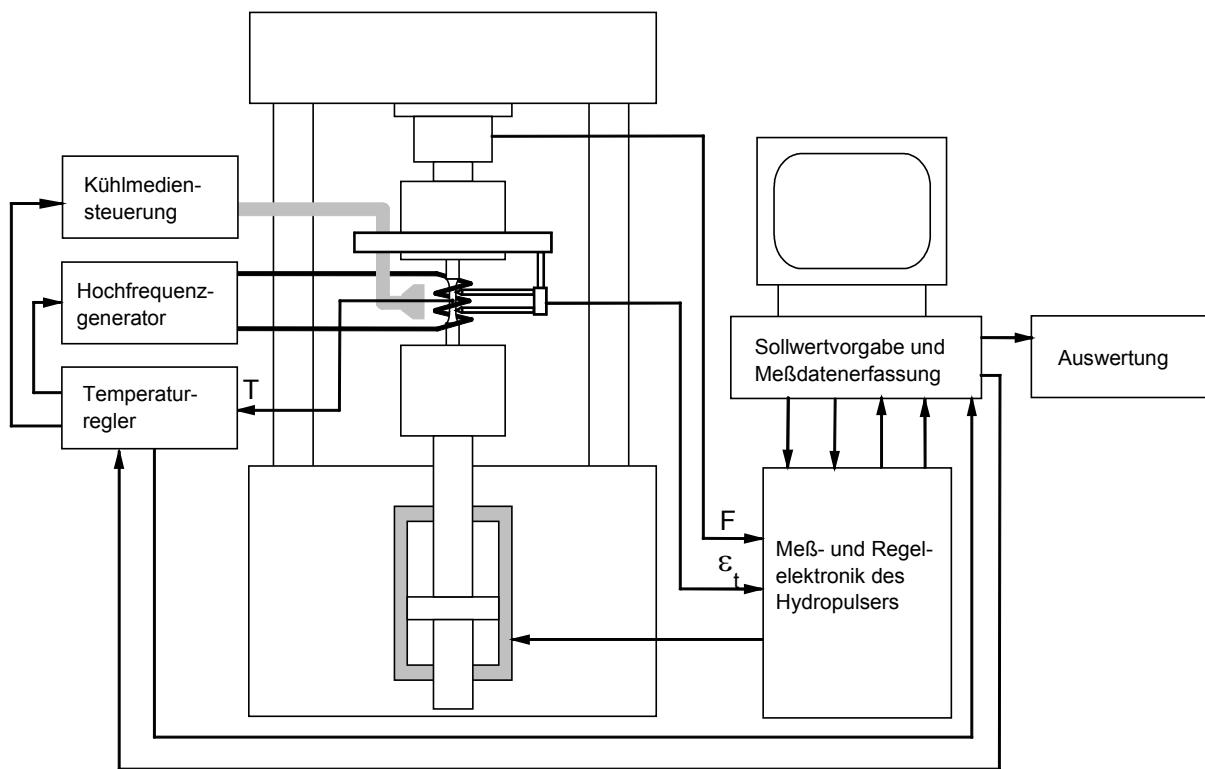


Abbildung 4.1: Prüfsystem zur thermisch-mechanischen Ermüdungsprüfung.

Die Kraftmessung erfolgte über die maschineneigene Kraftmessdose, zur axialen Totaldehnungsmessung diente ein kapazitiver Hochtemperaturdehnungsaufnehmer mit einer Anfangsmesslänge von 15 mm. Die keramischen Tastspitzen des Dehnungsaufnehmers greifen in Körnerpunkte auf der Probenoberfläche ein. Um eine Vorschädigung der Probenmessstrecke zu vermeiden, befinden sich die Körnerpunkte auf den Probenschultern außerhalb der Probenmessstrecke. Aus den Querschnittsunterschieden innerhalb der Anfangsmesslänge resultiert ein lokal unterschiedliches plastisches und elastisches Verformungsverhalten. Zur Kompensation des dadurch hervorgerufenen Messfehlers des Hochtemperaturdehnungsaufnehmers kam das in [147] vorgeschlagene Verfahren zur Anwendung. In Vorversuchen wurden hierzu Proben mit Blöcken unterschiedlicher Spannungsamplitude beaufschlagt. Aus dem Vergleich der Messwerte des Hochtemperaturdehnungsaufnehmers und der über einen innerhalb der

Probenmesslänge montierten Ansatzwegaufnehmer (Anfangsmesslänge 10 mm) gemessenen wahren Dehnung wurden für beide untersuchten Werkstoffe bei Raumtemperatur Korrekturfaktoren bestimmt.

Ein PC steuert die Anlage über die Wahl der Regelart (kraft- bzw. dehnungsgeregelter Betrieb) und die Vorgabe von Sollwerten. Weiterhin dient er zur automatisierten Überwachung des Versuchsablaufs sowie zur Datenerfassung.

Zur Beheizung der Proben dient eine Induktionsheizung (Hersteller Hüttinger, Typ TIG 5/300) mit einer Nennleistung von 5 kW (Arbeitsfrequenz 220 kHz), die mit einer speziell auf die verwendeten Werkstoffe und Probengeometrien abgestimmten, wassergekühlten Induktionsspule ausgestattet ist.

Bei Versuchen mit einer Untertemperatur von 50°C erfolgte die Kühlung der Proben durch Wärmeleitung in die wassergekühlten Spannzeuge sowie durch Druckluft. Hierzu wurde der durch ein Proportionalventil geregelte Druckluftstrom über drei parallel zur Probenlängsachse ausgerichtete, um 120° versetzt angeordnete Flachstrahldüsen auf die Probenoberfläche geblasen (siehe Abb. 4.2). Da die bei einsetzender Druckluftkühlung relativ große Totzeit der Kühlregelstrecke zum Überschwingen der Kühlleistung führen kann, wird zur Verbesserung des Ansprechverhaltens auch während der Heizphasen ein minimaler Luftstrom über die Kühlluftdüsen auf die Probenoberfläche geblasen.

Für die mit –50°C Untertemperatur durchgeführten Versuche erfolgte die Probenkühlung mit einem Gemisch aus flüssigem Stickstoff und Druckluft in variablem Mischungsverhältnis. Zur Versorgung mit flüssigem Stickstoff dient ein Dewargefäß mit 100 l Fassungsvermögen und 1,5 bar Betriebsdruck. Der durch ein Nadelventil dosierte Stickstoff gelangt in ein Mischrohr, das von einem nahezu konstanten Volumenstrom getrockneter Druckluft durchströmt ist. Um bei tiefen Temperaturen eine homogene Temperaturreteilung innerhalb der Probenmessstrecke erreichen zu können, sind die Probenschäfte aufgrund der Wärmeleitung aus den Spannzeugen in die Probe stärker zu kühlen, als der Bereich innerhalb der Probenmessstrecke. Deshalb leiten zwei Ausströmer den im Mischrohr durch die Druckluft

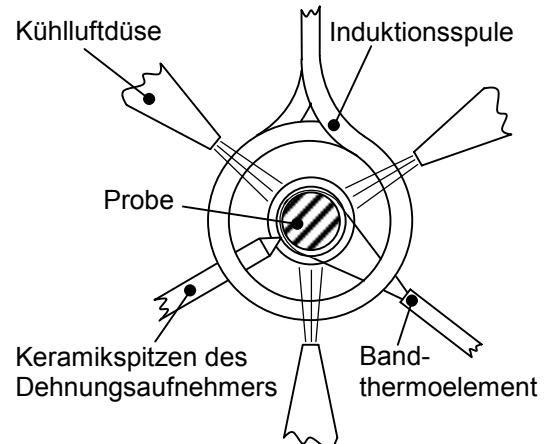


Abbildung 4.2: Prüfraum mit Probe bei Druckluftkühlung.

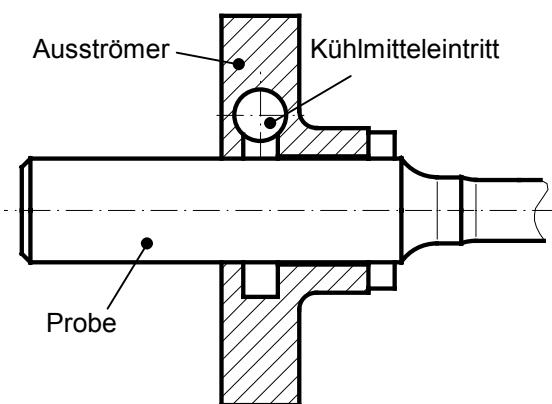


Abbildung 4.3: Probe mit Kühlmittelausströmer.

zerstäubten Stickstoff auf die Probenschäfte. Aufgrund der hohen Strömungsgeschwindigkeit des Kühlmittels findet im Ringspalt (siehe Abb. 4.3) zwischen Probenschaft und Ausströmer ein intensiverer Wärmeübergang statt, als im Bereich der Probenmessstrecke. Eine elektrische Beheizung des Mischrohrs sowie des Stickstoffdosierventils beugte vereisungsbedingten Betriebsstörungen des Kühlsystems vor.

4.2 Versuchsführung

4.2.1 Thermisch-mechanische Ermüdung

Für die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche wurde den Proben ein dreieckförmiger Temperatur-Zeitverlauf mit einer Temperaturänderungsgeschwindigkeit dT/dt von $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ aufgeprägt. Es wurden Versuche bei 50 bzw. -50°C Untertemperatur, mit einer Temperaturschwingbreite von 150 , 175 , 200 , 225 und 240°C durchgeführt.

Der Versuchsablauf gliedert sich in einen Vorversuch und den eigentlichen Ermüdungsversuch. Die zunächst kraftfrei in die Hydropuls-Prüfmaschine eingespannten Proben werden auf Mitteltemperatur

$$T_m = \frac{T_o - T_u}{2} \quad (\text{Gl. 4.1})$$

erwärmt und für 10 Minuten bei dieser Temperatur gehalten, um Dehnungsaufnehmer und Spannzeuge an ihre stationäre Beharrungstemperatur heranzuführen. In dem anschließend durchgeführten Vorversuch wird die Probentemperatur für 10 Lastwechsel bei freier Ausdehnung zwischen der Untertemperatur (T_u) und der Obertemperatur (T_o) zykliert und die Probentemperatur sowie die axiale Totaldehnung aufgezeichnet. Aus den Temperatur-Totaldehnungsverläufen wurde der lineare Ausdehnungskoeffizient in Richtung der Probenlängsachse gemäß

$$\alpha_{th} = \frac{d\epsilon}{dT} \quad (\text{Gl. 4.2})$$

für die spätere Versuchsauswertung ermittelt. Nach Abschluss des Vorversuchs wird die Probentemperatur für 30 Sekunden auf Mitteltemperatur gehalten. Für den eigentlichen thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch wird die Prüfmaschine von Kraft- auf Dehnungsregelung umgeschaltet und wiederum die Temperatur zykliert. Bei der totaldehnungskontrollierten Versuchsführung, mit vollständiger Behinderung der thermischen Ausdehnung ϵ^{th} gemäß

$$\epsilon_t = \epsilon^{th} + \epsilon^{me} = 0 \quad (\text{Gl. 4.3})$$

stellt sich stets folgender Dehnungszustand ein:

$$\epsilon^{th} = -\epsilon^{me} \quad (\text{Gl. 4.4}).$$

In Abbildung 4.4 (mittlere Spalte) ist diese Versuchsführung sowie die entsprechende Werkstoffreaktion für rein elastisches Werkstoffverhalten schematisch dargestellt. Daraus resultiert

eine out-of-phase-Beanspruchung von Temperatur und mechanischer Dehnung, die zu einem Dehnungsverhältnis $R_\varepsilon = \varepsilon_{\min} / \varepsilon_{\max} = -1$ führt.

Zur Analyse des Mitteldeformationseinflusses auf das Thermoermüdungsverhalten wurden Experimente durchgeführt, bei denen die Umschaltung der Prüfmaschine von Kraft- auf Dehnungsregelung nicht bei der Mitteltemperatur, sondern bei der Ober- bzw. Untertemperatur (T_o bzw. T_u) erfolgte. Die Versuchsführungen sowie die entsprechenden Werkstoffreaktionen für rein elastisches Werkstoffverhalten sind ebenfalls in Abbildung 4.4 dargestellt. Auch hier resultieren out-of-phase-Beanspruchungen. Das Dehnungsverhältnis R_ε liegt jedoch bei $-\infty$ bzw. bei 0.

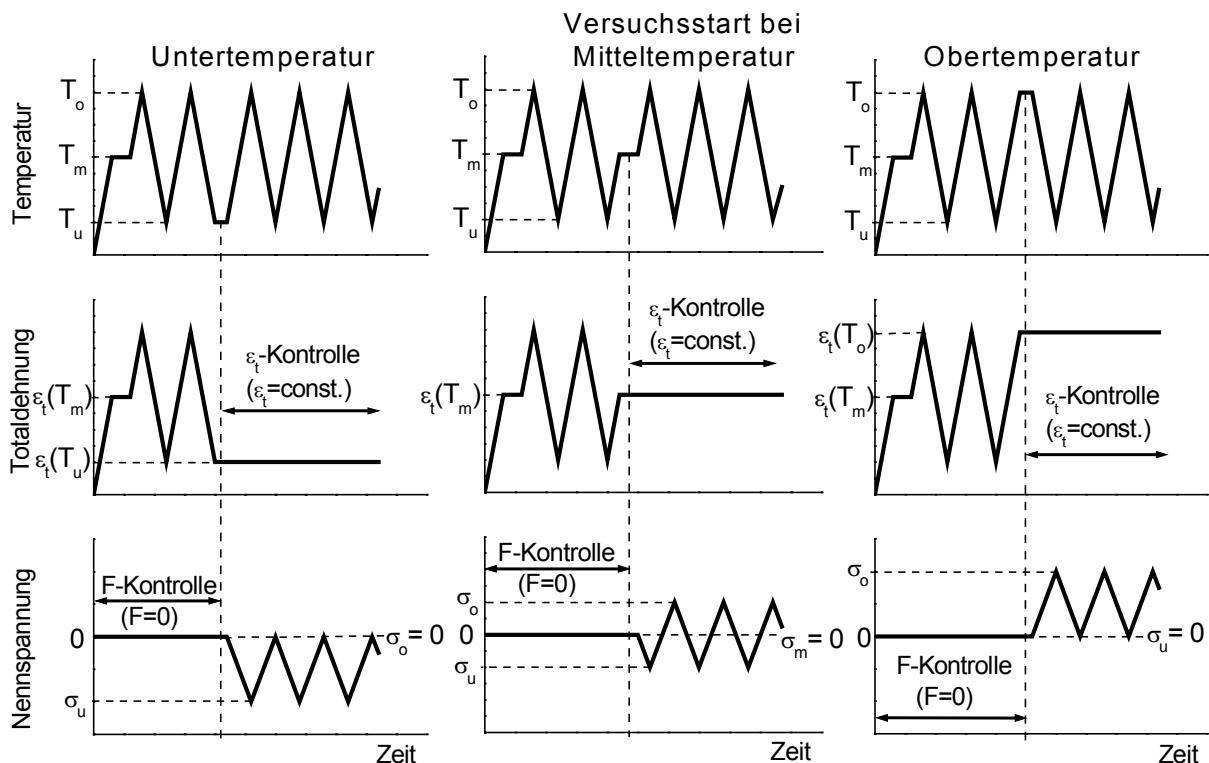


Abbildung 4.4: Versuchsführung bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbelastung und rein elastischem Werkstoffverhalten.

Um eine deutliche Abgrenzung zu Thermoschockbeanspruchungen und eine homogene Erwärmung bzw. Abkühlung des Prüfquerschnitts der Proben und sicherzustellen, wurde eine Temperaturänderungsgeschwindigkeit dT/dt von $5^\circ\text{C}/\text{s}$ gewählt. Dies führte bei Temperaturschwängen von $150 - 240^\circ\text{C}$ zu Zykluszeiten zwischen 60 bis 96 Sekunden.

Während der Versuche wurden für bestimmte Lastwechselzahlen Temperatur-Nennspannung-Hysteresen aufgezeichnet. Die Aufzeichnungsrate lag bei 5 Wertepaaren pro Sekunde, so dass für einen Lastwechsel je nach Zykluszeit 300 bis 480 Datenpunkte aufgezeichnet wurden. Die Extremwerte der Nennspannung, die Ober- und Unterspannung σ_o und σ_u dienten gemäß

$$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad \text{und} \quad \sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (\text{Gl. 4.5 und 4.6})$$

zur Bestimmung von Nennspannungsamplitude σ_a und Mittelspannung σ_m des jeweiligen Lastwechsels. Die plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ wurde unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{th} gemäß

$$\varepsilon_{a,p} = \alpha_{th} \frac{T_2 - T_1}{2} \quad (\text{Gl. 4.7})$$

aus der Breite der Hystereseschleife bei Mittelspannung berechnet. Wie in Abbildung 4.5 schematisch dargestellt, wurden die Messpunkte im Bereich der Mittelspannung zur Bestimmung der Breite der Hystereseschleife durch Ausgleichsgraden approximiert.

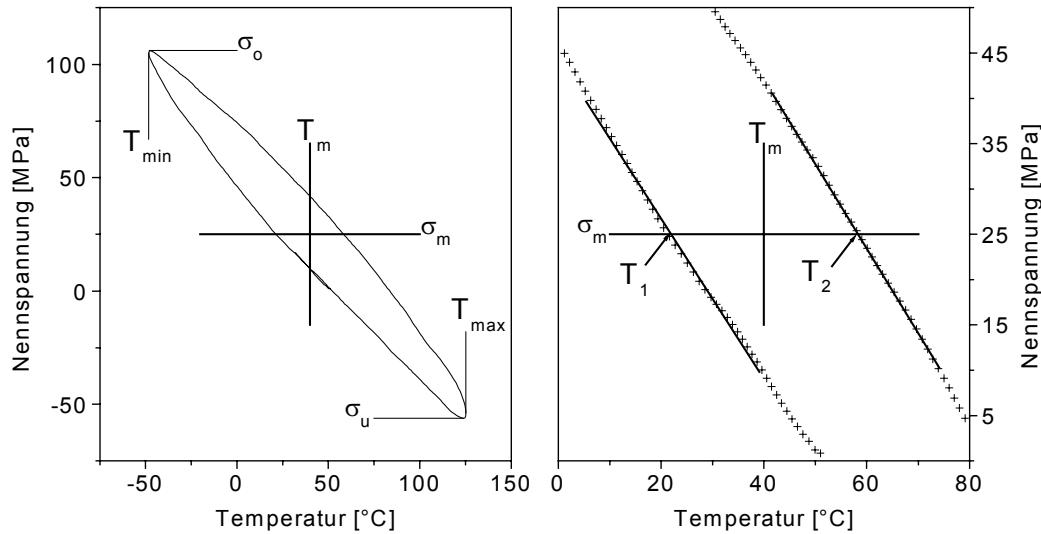


Abbildung 4.5: Charakteristische Werte der Hystereseschleife, Ausschnittsvergrößerung (rechts).

Da der vollständige Probenbruch bei Thermoermüdungsversuchen mit konstanter Totaldehnung für die vorliegende Untersuchung kein sinnvolles Kriterium darstellt, ist die Bruchlastspielzahl als der Lastwechsel definiert, bei dem die Spannungsamplitude erstmals 30% der maximalen Spannungsamplitude unterschreitet.

4.2.2 Temperaturmessung und -Regelung

Die Temperaturmessung erfolgte über schlingenförmige Thermoelemente, die durch Zugfedern mit einer Kraft von ca. 1,3 N an die Probe gezogen wurden. Für einen optimalen Wärmeübergang zwischen Thermoelement und Probenoberfläche wurden Bandthermoelemente eingesetzt, die mit einer relativ großen Wärmeübertragungsfläche an der Probe anliegen. Außerdem wurden die Thermoelemente mit einer Wärmeleitpaste angekoppelt, die gleichzeitig als elektrische Isolation wirkt. Hierdurch wird ein Messfehler vermieden, der durch den Kurzschluss der Thermoelementschenkel im Bereich der cold spots (Abb. 4.6) durch die Probe entstehen kann. Zur Herstellung der Thermoelemente (Typ K, DIN EN60584-1) wurden zunächst 0,3 mm dicke Nickel-Chrom- bzw. Nickel-Aluminium-Drähte durch Widerstandspunktschweißen miteinander verbunden und anschließend auf einer Länge von ca. 16 mm mit einer Pressvorrichtung auf 0,15 mm Dicke flachgedrückt. Für

Kalibrierungsmessungen wurden bis zu vier gleichartige Thermoelemente über die Probenmesslänge verteilt angeordnet, im Versuchsbetrieb wurde das Regelthermoelement stets in der Mitte der Probenmessstrecke positioniert.

Die Temperaturregelung erfolgte über einen zweikanaligen Digitalregler (Eurotherm, Serie 2604), der die Leistung der Induktionsheizung und ein Proportionalventil für die Probenkühlung regelte. Um die temperaturabhängigen Änderungen im Ansprechverhalten der (Heiz- und Kühl-) Regelstrecken zu berücksichtigen, wurde die in den Experimenten überstrichene Temperaturschwingbreite für jeden Regelpfad in drei Intervalle unterteilt, für die jeweils optimierte (PID-)Reglerparametersätze temperaturabhängig eingeblendet wurden.

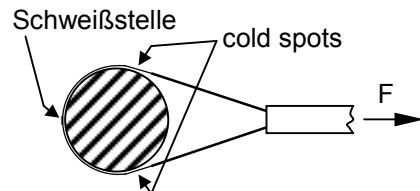


Abbildung 4.6: Bandschlingen-Thermoelement mit Probe im Querschnitt.

4.2.3 Zug- und Druckversuche

Zur Bestimmung des quasistatischen Verformungsverhaltens wurden Zug- und Druckversuche im Temperaturbereich von -50°C bis 290°C durchgeführt. Geprüft wurde auf einer mit hydraulisch betätigten Spannzeugen ausgerüsteten, spindelgetriebenen Universalzugprüfmaschine Typ Z100, Hersteller Zwick. Die Versuche erfolgten totaldehnungsgeregelt mit einer Dehnungsgeschwindigkeit von $|\dot{\epsilon}_t| = 1,25 * 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, an Proben mit der in den Bildern 3.2 bzw. 3.4 gezeigten Geometrie. Die Zug- bzw. Druckkraft wurde mit der maschineneigenen Kraftmessdose, die Längenänderung bis zu einer Temperatur von 200°C mit einem hochauflösenden Ansatzwegaufnehmer mit 10 mm Messlänge gemessen. Die Dehnungsregelung erfolgte hierbei durch das maschineneigene Schneidenmessaufsetzgerät, mit einer Messlänge von 15 mm. Bei 250 und 290°C Versuchstemperatur diente das auf 10 mm eingestellte Schneidenmessaufsetzgerät sowohl zur Messung der Längenänderung, als auch zur Dehnungsregelung. Die Temperierung erfolgte durch eine Probe und Spannzeuge umschließende Klimakammer, die elektrisch beheizt bzw. durch Verdampfen flüssigen Stickstoffs gekühlt wird. Damit zu Versuchsbeginn zwischen Prüfmaschine und Probe thermisches Gleichgewicht herrscht, wurden die Versuche erst 10 Minuten nach Einsetzen der Probe in die temperierte Prüfmaschine gestartet.

4.2.4 Relaxationsversuche

Um den Einfluss der Relaxation während der thermisch-mechanischen Ermüdung abschätzen zu können, wurden an Proben mit der in Abbildung 3.2 bzw. 3.4 gezeigten Geometrie Relaxationsversuche im Temperaturbereich von -50°C bis 290°C durchgeführt. Zur Charakterisierung des bei der Magnesiumbasislegierung AZ31 in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung unterschiedlichen Verformungsverhaltens erfolgten die Versuche sowohl unter Druck-, als auch unter Zugverformung. Zunächst wurden die Proben mit einer für die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche typischen Verformungsgeschwindigkeit

$|\dot{\varepsilon}| = 1,25 * 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ auf einen Totaldehnungsbetrag von 0,6% belastet. In der darauffolgenden Relaxationszeit von 60 Minuten wurde die Totaldehnung konstant gehalten und die Nennspannung aufgezeichnet.

4.3 Bestimmung des Oberflächen- und Gefügezustands

4.3.1 Metallographie

Die zu untersuchenden Proben wurden auf einer Präzisions-Drahtsäge (Hersteller Well, Typ 6234, Schneiddraht mit Diamantbeschichtung, Drahdurchmesser 0,5 mm, Schnittgeschwindigkeit 1,5 m/s, Zustellkraft 2 N) bzw. auf einer Low-Speed-Sägevorrichtung, (Hersteller Struers, Typ: Isomet, diamantbestückte Trennscheibe, Durchmesser 127 mm, Dicke: 0,5 mm, Schnittgeschwindigkeit 120 m/min, Zustellkraft: 2,8 N) zugeschnitten. Als Kühlschmiermittel diente Wasser mit einem Anteil von 2 % Korrosionsschutzöl bzw. reiner Ethanol.

Zum Einbetten wurden die Proben zunächst mit Aceton entfettet und in eine Kunstharszmasse, die im Massenverhältnis 6 g Harz (Araldit, Fa. Ciba Geigy) und 1 g Härter (HY 955, Fa. Ciba Geigy) angemischt war, eingelegt. Nach fünfzehnminütiger Vakuumengasung sowie zwölfstündiger Aushärtung bei 40°C erfolgte die Präparation der Schliffflächen.

Die Knetlegierung AZ31 wurde in mehreren Schnitten mit abnehmender Schnitttiefe auf einem Mikrotom überschnitten, um unerwünschte Verformung der Proben während der Präparation zu vermeiden. Hierbei wurde die Oberfläche um mindestens 215 µm Dicke abgearbeitet. Die Schnittgeschwindigkeit betrug 20 mm/s, als Schmiermittel diente Ethanol. Für die Gusslegierung AZ91 ist eine Präparation durch Mikrotomieren nicht sinnvoll, da sie im Gegensatz zu der Knetlegierung AZ31 einen erheblichen Anteil an harten Phasen aufweist. Deshalb erfolgte hier ein Schleifen auf Tellerschleifmaschinen unter Verwendung von Siliciumcarbid-Schleifpapier der Körnungen 400, 600, 1200 und 2400. Als Kühlschmiermittel wurde demineralisiertes Wasser eingesetzt.

Das Polieren erfolgte für beide Legierungen mit einem Polierautomaten (Hersteller: Bühler, Typ Phoenix 4000) auf Synthetiktuch (Poliertuch Typ F, Fa. Bühler). Als Poliermittel diente eine basische Suspension (pH 9) aus kolloidalem Siliziumoxid der Partikelgröße 0,1 µm (Mastermet 2 (Fa. Bühler), mit 50 % Zusatz von demineralisiertem Wasser). Poliert wurde mit einer Poliertellerdrehzahl von 50 min⁻¹, wobei der Probenhalter eine gegenläufige Drehbewegung vollzog. Die Proben mit einem Durchmesser von ca. 31 mm wurden mit einer Kraft von lediglich 6 N auf den Polierteller gedrückt, um eine plastische Verformung der Schlifffläche während der Politur zu vermeiden. Der gesamte Polievorgang dauerte 15 Minuten, wobei während der letzten dreißig Sekunden mit demineralisiertem Wasser gespült wurde, um Reste des Poliermittels zu entfernen. Nach dem Polieren wurden die Proben im Ultraschallbad in Ethanol gereinigt und bis zum Ätzen unter Ethanol gelagert, um eine Oxidation der Schlifffläche zu vermeiden.

Die Ätzmittel wurden nach den in [21] empfohlenen Rezepturen angesetzt. Für die Gusslegierung AZ91 war dies eine Lösung aus 0,5 g Weinsäure in 100 ml destilliertem Wasser, das Ätzmittel für die Knetlegierung AZ31 bestand aus 6 g Pikrinsäure, 5 ml Essigsäure (Eisessig, 100%-ig), 10 ml destilliertes Wasser und 100 ml Ethanol. Geätzt wurde bei Raumtemperatur und, da der Angriff der Ätzmittel je nach Art und Zustand des Werkstoffs unterschiedlich schnell erfolgte, für fünf bis 30 Sekunden.

Die lichtmikroskopische Betrachtung der Schritte erfolgte mit einem Mikroskop der Firma Zeiss, Typ Axioplan bei 100-, 200-, 500- und 1000-facher Vergrößerung. Eine am Tubus angebrachte Kamera ermöglichte die photographische Dokumentation.

4.3.2 Rasterelektronenmikroskopie

Ausgewählte Proben der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche wurden hinsichtlich charakteristischer Merkmale der Bruch- und Mantelflächen im Bereich der Probenmessstrecke mit einem Rasterelektronenmikroskop (Hersteller CamScan, Typ MV100) untersucht.

4.3.3 Rauhtiefenmessungen

Für die Ermittlung der Oberflächenrauheit wurde ein Einkufentastschnittsystem (Hersteller Perthen, Typ SP8) eingesetzt. Es wurden die Rauigkeitskennwerte R_a , R_z , R_t , und R_{max} nach DIN 4768 [148] bestimmt. Die Rauheitsprofile wurden über eine Messstrecke von jeweils 4 mm Länge parallel zur Probenlängsachse aufgezeichnet, bei den angegebenen Rauheitskennwerten handelt es sich um arithmetische Mittelwerte aus drei Einzelmessungen.

4.3.4 Röntgenographische Randschicht- und Texturanalyse

Zur Analyse der oberflächennahen Eigenspannungs- und Texturzustände erfolgten röntgenographische Spannungs- und Texturmessungen. Die Spannungsmessungen wurden auf rechnergesteuerten ψ -Diffaktometern (Hersteller: Siemens, Typ: D 500 sowie Huber) mit CuK α - bzw. CrK α -Röntgenstrahlung durchgeführt. Hierzu wurden Ebenen vom Typ {10̄12}, {11̄22} und {12̄33} unter 11 ψ -Winkeln im Bereich von $-45^\circ \leq \psi \leq 45^\circ$ vermessen. Als Primärblende diente ein Kollimator mit 1 mm Durchmesser, die Registrierung der Intensitätsverläufe erfolgte durch einen Szintillationszähler, dem eine Schlitzblende mit einem Grad Öffnungswinkel und ein Vanadiumfilter vorgeschaltet war. Die ψ -Winkel waren so gewählt, dass sich äquidistante $\sin^2\psi$ -Werte ergaben. Die Berechnung der Eigenspannungen erfolgte nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmesstechnik [149], als röntgenographische Elastizitätskonstanten wurden die in Tabelle 4.1 [150] dargestellten Werte des reinen Magnesiums benutzt. Zusätzlich wurde die Halbwertsbreite, entsprechend der Breite der Interferenzlinie bei halber Nettointensität, zur Charakterisierung des Mikroeigenspannungszustands sowie von weiteren Werkstoffeigenschaften, bestimmt. Die in dieser Arbeit angegebenen Halbwertsbreiten sind arithmetische Mittelwerte aus den 11

Halbwertsbreiten der Interferenzlinien einer Spannungsmessung.

Ebenentyp	Strahlungsart	$2\Theta_{0(\text{K}\alpha 1)} [\circ]$	$-s_1 [* 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}]$	$\frac{1}{2}s_2 [* 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}]$
{10̄12}	CrK α	74,072	6,74	30,01
{11̄22}	CrK α	113,843	6,59	29,32
{12̄33}	CuK α	117,949		

Tabelle 4.1: Röntgenographische Elastizitätskonstanten des reinen Magnesiums [150].

Für die Texturanalysen stand ein rechnergesteuertes Diffraktometer mit Eulerwiege (Hersteller: Siemens, Typ: D 5000) zur Verfügung. Die Texturmessungen wurden an für die metallographische Gefügeuntersuchung in Kunstharz eingebetteten, polierten und geätzten Proben durchgeführt. Hierbei entsprach der zu vermessende Bereich der AZ31-Proben dem innersten Bereich des gewalzten Blechs bzw. dem Zentrum der gegossenen AZ91-Probenrohlinge. Es wurden Basalebenen vom Typ {0002}, Prismenebenen vom Typ {11̄20} und Pyramidalebenen vom Typ {11̄22} mit CrK α -Strahlung unter den eigenspannungsfreien Beugungswinkeln von $2\Theta_{0,\{0002\}}=52,138^\circ$, $2\Theta_{0,\{11\bar{2}0\}}=91,030^\circ$ und $2\Theta_{0,\{11\bar{2}2\}}=113,843^\circ$ vermessen. Als Primärblende diente auch hier ein Kollimator mit einem Durchmesser von einem mm. In ψ -Richtung wurde ein Distanzwinkelbereich von $-70^\circ \leq \psi \leq 70^\circ$ mit einer Schrittweite von 5° vermessen, die Schrittweite des in φ -Richtung gemessenen Azimutwinkels ($-180^\circ \leq \varphi \leq 180^\circ$) lag ebenfalls bei 5° . Die Registrierung der Intensitätsverläufe erfolgte, wie bei den Spannungsmessungen, durch einen Szintillationszähler, dem eine Schlitzblende mit 1 Grad Öffnungswinkel und ein Vanadiumfilter vorgeschaltet war. Für die Pyramidal- und Prismenebenen wurde eine Zählzeit von 40 Sekunden gewählt, für die Basalebenen lag sie bei 20 Sekunden. Nach einer rechnerischen Korrektur der bei verschiedenen Winkellagen unterschiedlich starken Adsorption der Röntgenstrahlung wurden die Intensitäten I_{hkl} mit dem Normierungsfaktor N_{hkl} als Poldichteverteilung

$$I_{hkl}(\varphi, \psi) = N_{hkl} * P_{hkl}(\varphi, \psi) \quad [151] \quad (\text{Gl. 4.8})$$

in stereographischer Projektion dargestellt. Für den jeweils vermessenen Winkelbereich ($-70^\circ \leq \psi \leq 70^\circ$, $-180^\circ \leq \varphi \leq 180^\circ$) gilt hierbei:

$$P_{hkl, \text{gleichverteilt}}(\varphi, \psi) \equiv 1 \quad (\text{Gl. 4.9}).$$

5 Versuchsergebnisse

5.1 Ergebnisse der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche

Die Versuche zur thermisch-mechanischen Ermüdung wurden unter vollständiger Behinderung der makroskopischen Dehnung durchgeführt. Zu Versuchsbeginn wurde die Dehnung der kraftfrei eingespannten Probe erfasst und fortan konstant gehalten. Anschließendes Zyklieren der Temperatur führte zu Nennspannung-Temperatur-Verläufen, aus denen u.a. plastische Dehnungs- und Spannungsamplituden sowie Mittelspannungen bestimmt wurden (vgl. Abschnitt 4.2.1).

Bei der Darstellung der plastischen Dehnungsamplituden wurde auf die Wiedergabe der Messwerte der ersten zwei bis drei Lastwechsel nicht verzichtet, obwohl dort zumeist noch keine geschlossenen Hystereseschleifen vorliegen. Dennoch vermitteln die dargestellten Werte einen Überblick über das Ausmaß der plastischen Deformation in der Anfangsphase der Experimente. Da in diesem Bereich definitionsgemäß nicht von plastischen Dehnungsamplituden gesprochen werden kann, wird hierfür der Begriff der halben plastischen (Anfangs)-Dehnungsschwingbreite verwendet.

5.1.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit -50°C Untertemperatur

Für eine Untertemperatur T_u der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche von -50°C wurde die Obertemperatur T_o von 100°C über 125 , 150 , 175 und 190°C variiert. Je nach gewünschter Anfangsdeformation wurde die Temperatur, bei der zu Versuchsbeginn die makroskopische Dehnung der kraftfrei eingespannten Probe konstant gehalten wurde, gewählt: Mitteltemperatur für „anfangsdeformationsfreie“ Versuchsführung, Untertemperatur für Versuche mit negativer bzw. Obertemperatur für positive Anfangsdeformation.

5.1.1.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Mitteltemperaturstart

Abbildung 5.1 zeigt Nennspannungsamplituden von AZ31-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die bei Mitteltemperatur gestartet und mit -50°C Untertemperatur durchgeführt wurden. Mit Ausnahme der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe, die bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nicht gebrochen ist, sind Daten von mindestens zwei gleichartigen Versuchen dargestellt. Für alle untersuchten Obertemperaturen liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs zwischen 75 und 105 MPa . Steigende Obertemperaturen ergeben zunehmende Spannungsamplituden und abnehmende Bruchlastspielzahlen. Bei gleichartiger Versuchsführung ist eine Streuung der Messwerte erkennbar, die jedoch geringer ist, als die Unterschiede zwischen den mit verschiedenen Obertemperaturen durchgeführten Versuchen. Für alle Obertemperaturen sinkt die Spannungsamplitude während der ersten Lastwechsel ab. Sie steigt im weiteren Verlauf bis zum einsetzenden Probenbruch bei Versuchen mit 175 und 190°C Obertemperatur wieder an. Bei Versuchen mit 125 und 150°C Obertemperatur bleibt sie nahezu konstant. Im Versuch mit 100°C Obertemperatur stellt sich eine konstante Spannungsamplitude erst nach ca. 200 Lastwechseln ein.

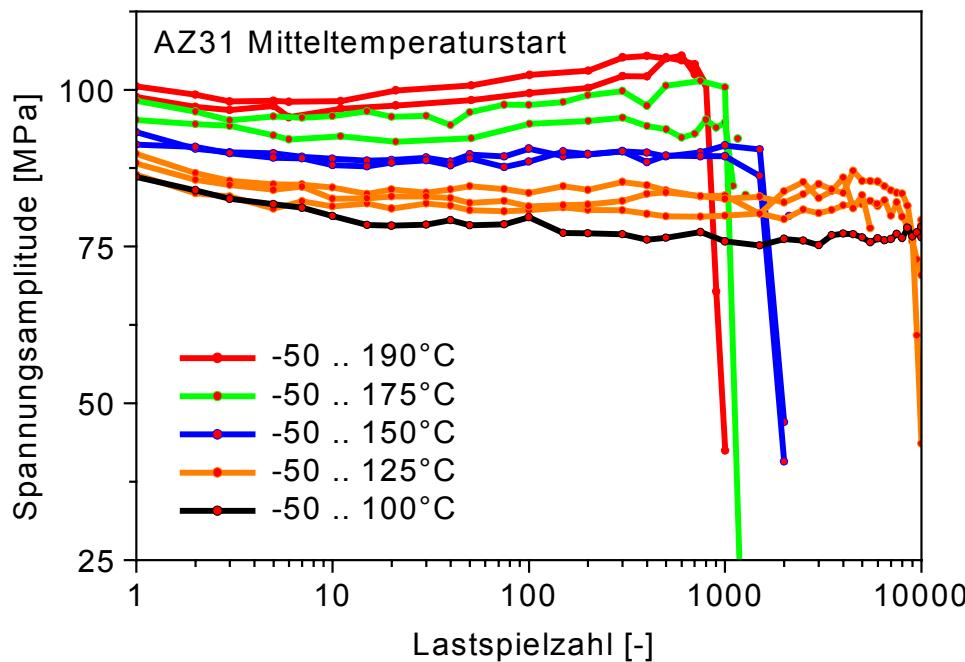


Abbildung 5.1: Spannungssamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

In Abbildung 5.2 sind die plastischen Dehnungssamplituden für die obengenannte Versuchsführung gezeigt. Wie bereits bei den Spannungssamplituden beobachtet, steigen auch die plastischen Dehnungssamplituden mit zunehmender Obertemperatur an. Die Variationsbreite der plastischen Dehnungssamplituden (mit $\varepsilon_{a,p} \min$ ($T_o=100^{\circ}\text{C}$) von ca. 0,25% und $\varepsilon_{a,p} \max$ ($T_o=190^{\circ}\text{C}$) von ca. 0,75%) ist jedoch größer. Für 190 und 175°C Obertemperatur nimmt die plastische Dehnungssamplitude mit der Lastspielzahl kontinuierlich ab. Gegen Ende der Probenlebensdauer ist ein auf Rissöffnungseffekte zurückzuführender Anstieg der dargestellten Werte festzustellen. Aufgrund der dort vorliegenden, stark inhomogenen Dehnungsverteilungen kann jedoch auch hier nicht mehr von plastischen Dehnungssamplituden gesprochen werden. Die Versuche mit Obertemperaturen von 150 und 125°C zeigen ähnliche Verläufe. Allerdings ist zunächst eine Zunahme der plastischen Dehnungssamplitude zu verzeichnen, bevor sie im darauffolgenden, weit überwiegenden Abschnitt der Ermüdungslebensdauer ($>95\%$) kontinuierlich absinkt. Die plastische Dehnungssamplitude der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe steigt während der ersten 2000 Lastwechsel auf den maximalen Wert von 0,38 %, und nimmt bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nur geringfügig ab.

Abbildung 5.3 zeigt den Verlauf der Mittelspannungen von an AZ31-Proben mit einer Unter-temperatur von -50°C durchgeföhrten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen über der Lastspielzahl. Die Versuche wurden bei Mitteltemperatur gestartet. Vom spannungsfreien Zustand bei Versuchsbeginn ausgehend, steigen die Mittelspannungen aller Proben innerhalb der ersten 200 - 550 Lastwechsel kontinuierlich an. Bei der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe bleibt das hierdurch erreichte Mittelspannungsniveau von 25 MPa bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nahezu konstant. Auch im Verlauf der mit Obertemperaturen von 125, 150 und 175°C ermüdeten Proben ist nach dem anfänglichen Spannungsanstieg

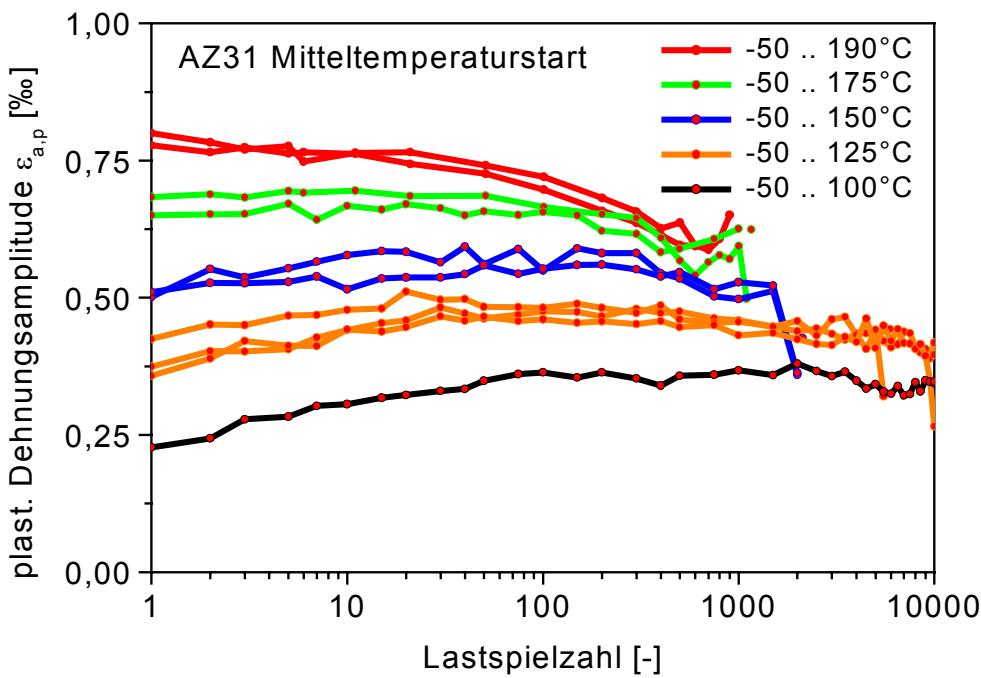


Abbildung 5.2: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

eine Plateauphase (mit Mittelspannungen von 30, 37 bzw. 45 MPa) zu beobachten. Diese Phase endet jedoch nach 75 bis 80 % der Probenlebensdauer. Der anschließende Spannungsabfall führt zum vollständigen Abklingen der Mittelspannungen. Die mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben zeigen kein Plateau im Mittelspannungsverlauf. Der auf maximale Mittelspannungen von 55 MPa führende, anfängliche Spannungsanstieg geht direkt in einen Spannungsabfall über, der einen Lebensdaueranteil von ca. 45% umfasst.

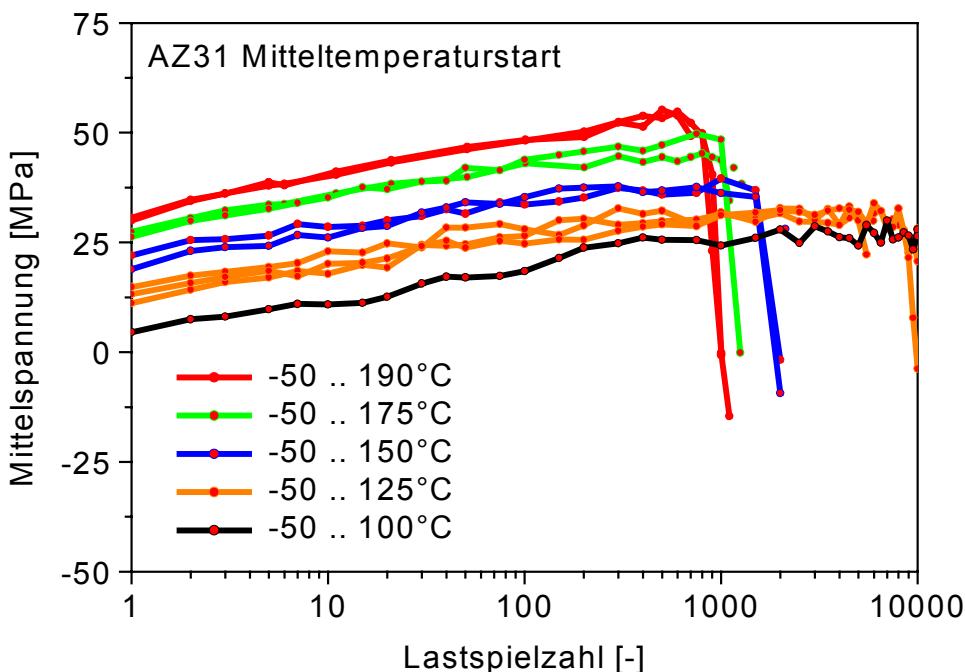


Abbildung 5.3: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

5.1.1.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Mitteltemperaturstart

Abbildung 5.4 zeigt die Nennspannungsamplituden von AZ91-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die bei Mitteltemperatur gestartet und mit -50°C Untertemperatur durchgeführt wurden. Für alle untersuchten Obertemperaturen liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs in einem Bereich zwischen 77 und 110 MPa. Man erkennt mit steigender Obertemperatur zunehmende Spannungsamplituden und abnehmende Bruchlastspielzahlen. Weiterhin ist eine Streuung der Messwerte bei gleichartiger Versuchsführung erkennbar, die etwas geringer ist als die Unterschiede zwischen den mit verschiedenen Obertemperaturen durchgeführten Versuchen. Für die mit 100 bzw. 125°C Obertemperatur durchgeführten Versuche erkennt man nach einem anfänglichen Abfall der Spannungsamplitude innerhalb der ersten 500 Lastwechsel einen kontinuierlichen Anstieg bis zum Probenbruch bzw. bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln. Für 150, 175 bzw. 190°C Obertemperatur beobachtet man nahezu konstante Spannungsamplituden in Höhe von 95, 102 bzw. 107 MPa. Ausgeprägte Bereiche mit infolge sich ausbreitender Risse abnehmenden Spannungsamplituden sind nicht erkennbar.

In Abbildung 5.5 werden die plastischen Dehnungsamplituden von AZ91-Proben für die oben genannte Versuchsführung gezeigt. Wie schon bei den Spannungsamplituden beobachtet, steigen auch die plastischen Dehnungsamplituden mit zunehmender Obertemperatur. Die Variationsbreite der plastischen Dehnungsamplituden (mit $\varepsilon_{a,p \min}(T_o=100^{\circ}\text{C})$ von ca. 0,27 % und $\varepsilon_{a,p \max}(T_o=190^{\circ}\text{C})$ von ca. 0,72 %) ist jedoch größer. Für 190, 175 und 150°C Obertemperatur nimmt die plastische Dehnungsamplitude mit der Lastspielzahl kontinuierlich ab. Die Versuche mit 125°C Obertemperatur zeigen zunächst eine Zunahme der plastischen Dehnungs-

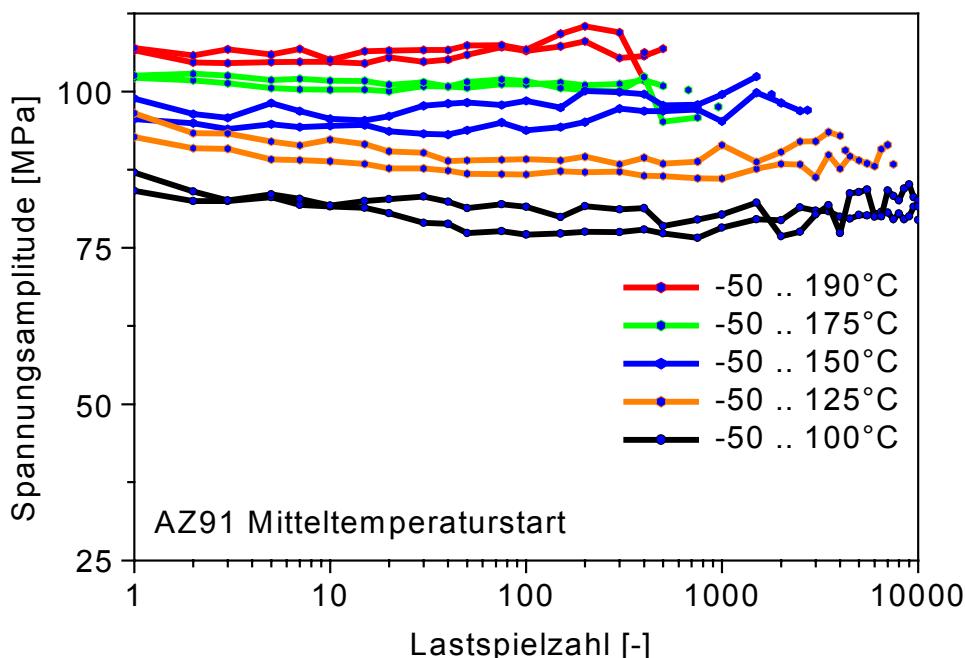


Abbildung 5.4: Spannungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

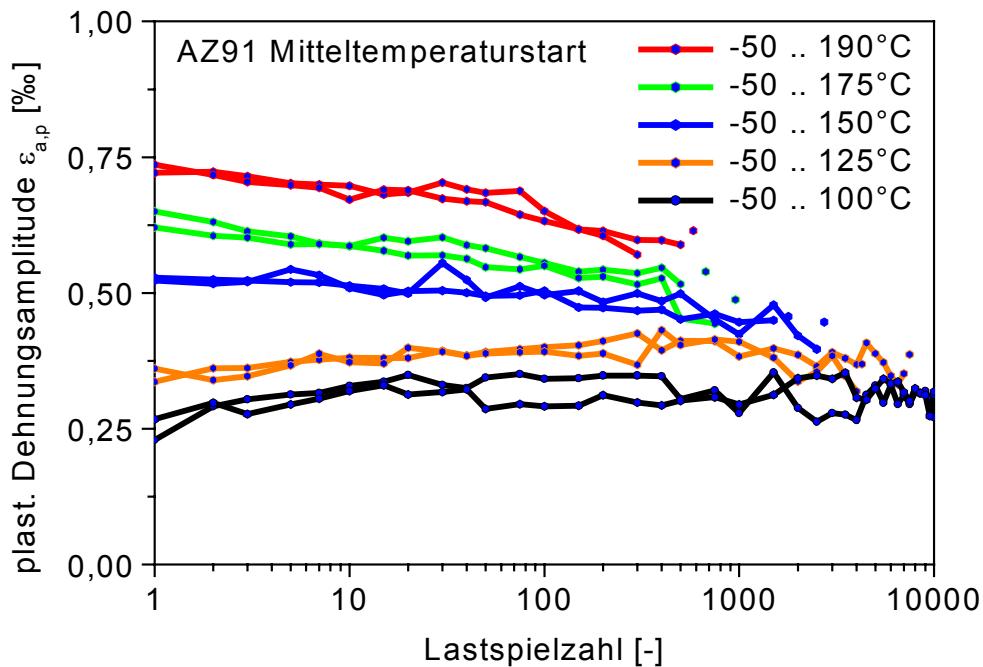


Abbildung 5.5: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

amplitude, bevor diese im darauffolgenden, weit überwiegenden Abschnitt der Ermüdungslife ($>80\%$) kontinuierlich absinkt. Die plastische Dehnungsamplitude der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe steigt während der ersten 100 Lastwechsel auf $0,31\text{ \%}$, und bleibt dann bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nahezu konstant.

Abbildung 5.6 zeigt den Verlauf der Mittelspannungen von an AZ91-Proben mit einer Untertemperatur von -50°C durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen über

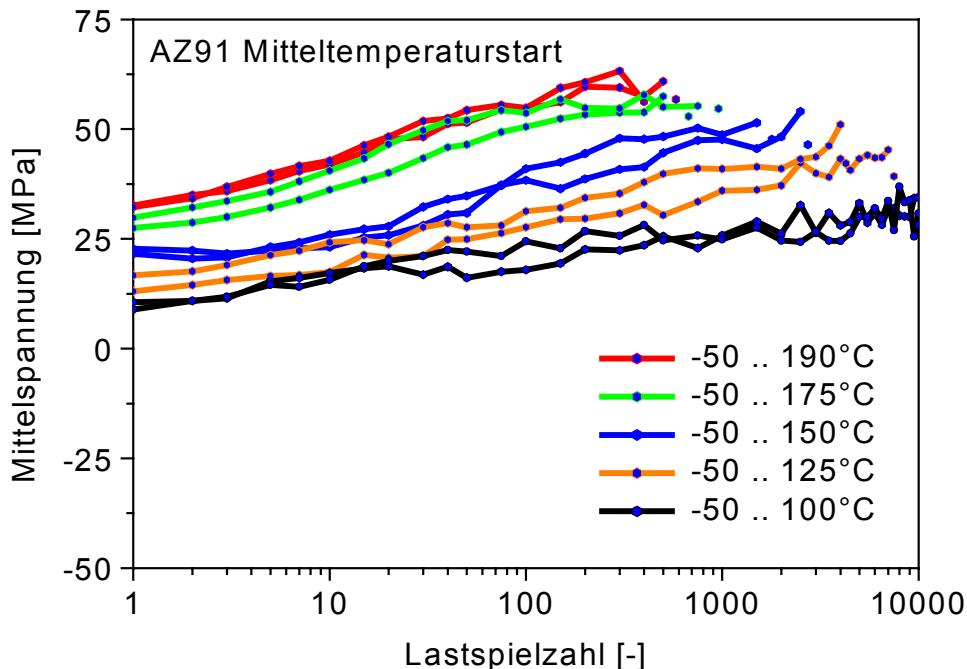


Abbildung 5.6: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

der Lastspielzahl. Die Versuche wurden bei Mitteltemperatur gestartet. Vom spannungsfreien Zustand bei Versuchsbeginn ausgehend, steigen die Mittelspannungen der mit 100, 125 und 150°C Obertemperatur ermüdeten Proben bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln bzw. bis zum Bruch kontinuierlich bis auf etwa 33, 47 oder 52 MPa an. Bei Ermüdung mit 175°C Obertemperatur steigt die Mittelspannung innerhalb der ersten 100 Lastwechsel kontinuierlich auf ein Niveau von 55 MPa, und bleibt dann bis zum Probenbruch konstant. Die mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben zeigen kein Plateau im Mittelspannungsverlauf. Der auf maximale Mittelspannungen von 61 MPa führende, anfängliche Spannungsanstieg geht in einen leichten Spannungsabfall über, der einen Lebensdaueranteil von ca. 35% umfasst.

5.1.1.3 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Untertemperaturstart

Abbildung 5.7 zeigt Nennspannungssamplituden von AZ31-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit -50°C Untertemperatur durchgeführt und auch bei dieser Temperatur gestartet wurden. Für alle untersuchten Temperaturschwingbreiten liegen die Spannungssamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs in einem Bereich zwischen 71 und 102 MPa. Steigende Obertemperaturen ergeben zunehmende Spannungssamplituden und abnehmende Bruchlastspielzahlen. Bei der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe wird der Bruch bis zur Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nicht erreicht. Die Spannungssamplitude dieser Probe steigt bis zur Grenzlastspielzahl kontinuierlich bis auf den Höchstwert von 77 MPa an. Die mit 125°C Obertemperatur ermüdeten Probe erreicht nach einem Anstieg innerhalb der ersten 100 Lastwechsel einen Bereich mit nahezu konstanter Spannungssamplitude von ca. 81 MPa, der sich über fast 70% der Lebensdauer erstreckt. Innerhalb der verbleibenden Restlebensdauer ($\approx 30\%$) sinkt die Spannungssamplitude stetig ab. Ähnliche Verläufe

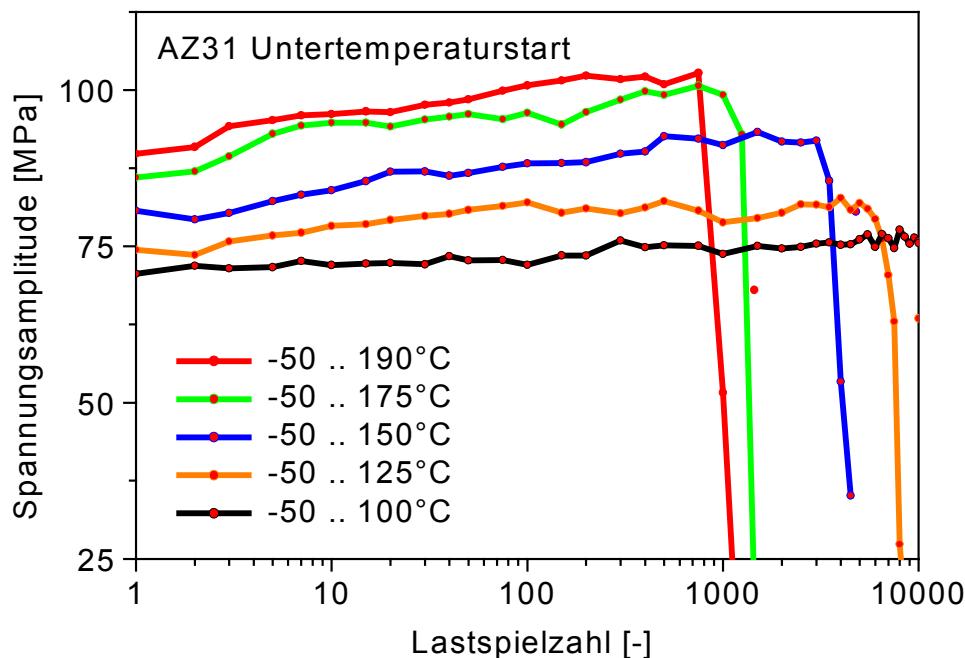


Abbildung 5.7: Spannungssamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

zeigen auch die Spannungsamplituden der mit 150, 175 oder 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben. Der Bereich zunehmender Amplituden erstreckt sich hier jedoch auf die ersten 500, 400 bzw. 200 Lastwechsel. Die Plateauphasen mit Spannungsamplituden in Höhe von 92, 100 bzw. 102 MPa umfassen Lebensdaueranteile von ca. 55, 43 bzw. 52%. Der Abschnitt sinkender Amplituden erstreckt sich für diese Proben über 30 bis 35% der Lebensdauer.

Die sich bei der Versuchsführung mit Untertemperaturstart einstellenden plastischen Dehnungsamplituden sind in Abbildung 5.8 über der Lastspielzahl dargestellt. Diese Versuchsführung ergibt zu Beginn der Versuche deutliche Unterschiede zu den Messwerten der bei Mitteltemperatur begonnenen Experimente (Abb. 5.2). Mit zunehmender Lastspielzahl verringern sich diese, bis die Verläufe der plastischen Dehnungsamplituden trotz unterschiedlicher Anfangsbedingungen bei einer für jede Obertemperatur typischen Lastspielzahl mit den nach Mitteltemperaturstart aufgezeichneten praktisch identisch sind. Die Lastwechselintervalle, in denen unterschiedliche Verläufe vorliegen, werden mit zunehmender Obertemperatur kleiner. Während bei 100°C Obertemperatur noch ca. 200 Lastwechsel bis zur Angleichung der plastischen Dehnungsamplituden verstreichen, sind es bei 190°C Obertemperatur nur noch ca. 10 Lastwechsel. Für Obertemperaturen von 125, 150 und 175°C liegen die entsprechenden Intervallbreiten etwa bei 75, 40 bzw. 20 Lastwechseln. Analog zur plastischen Dehnungsamplitude wurde aus der Breite der nicht geschlossenen Nennspannung-Temperatur-Verläufe des jeweils ersten Lastwechsels der mit Untertemperaturstart durchgeföhrten Versuche die halbe plastische Anfangsdehnung berechnet. Bei 190°C Obertemperatur wurde mit 2,2 % der höchste Wert erreicht. Die halbe plastische Anfangsdehnung nimmt mit 2,0 % bei 175°C Obertemperatur über 1,7 % bei 150°C und 1,4 % bei 125°C bis auf 1,1 % bei 100°C Obertemperatur ab.

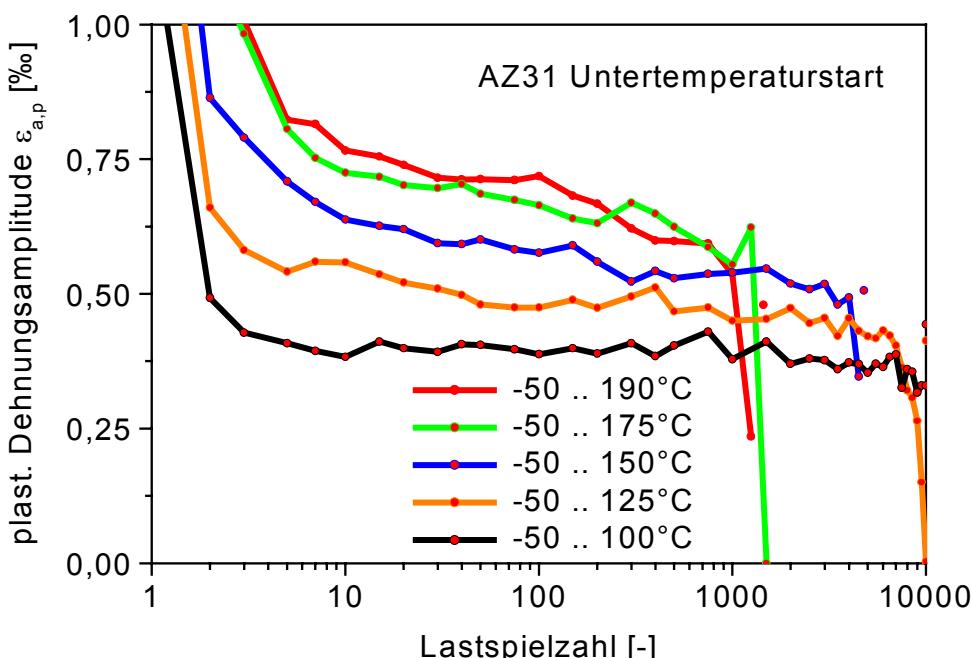


Abbildung 5.8: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

Abbildung 5.9 zeigt den Verlauf der Mittelspannungen von an AZ31-Proben mit einer Untertemperatur von -50°C durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen über der Lastspielzahl. Der Versuchsstart erfolgte jeweils bei Untertemperatur. Generell bewirkt der Untertemperaturstart während der Anfangsphase der Versuche negative Mittelspannungen. Die Höhe der Druckmittelpfannungen des ersten Lastwechsels nimmt jedoch mit steigender Obertemperatur ab: Während man für 100°C Obertemperatur noch -15 MPa beobachtet, sind für 125°C -11 MPa, für 150°C -6 MPa und für 175°C -3 MPa zu verzeichnen. Für den mit 190°C Obertemperatur durchgeführten Versuch beobachtet man jedoch schon während des ersten Lastwechsels leichte Zugmittelpfannungen. Im weiteren Verlauf der Versuche steigen die Mittelspannungen rasch an, so dass auch die mit 175 und 150°C Obertemperatur ermüdeten Proben schon zum zweiten Lastwechsel Zugmittelpfannungen aufweisen. Die Druckmittelpfannungen der mit 125°C bzw. 100°C Obertemperatur ermüdeten Proben sind nach 6 bzw. 50 Lastwechseln abgebaut. Die sich im weiteren Verlauf des Versuchs aufbauenden Zugmittelpfannungen erreichen für die $T_0=100^{\circ}\text{C}$ -Probe bei der Grenzlastspielzahl (10^4 Lastwechsel) mit ca. 19 MPa ihren Höchstwert. Für die Ermüdung mit 125°C Obertemperatur erstreckt sich der Mittelpfannungsanstieg auf die ersten 31% der Lebensdauer und mündet in einen Bereich mit nahezu konstanten Mittelpfannungen in Höhe von 28 MPa, der sich über einen Lebensdaueranteil von 37% erstreckt. Im weiteren Verlauf sinkt die Mittelpfannung bis zum Ende der Lebensdauer auf 17 MPa. Die mit 150 , 175 oder 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben zeigen kein Plateau im Mittelpfannungsverlauf. Der auf maximale Mittelpfannungen von 36 , 51 bzw. 54 MPa führende, anfängliche Spannungsanstieg geht direkt in einen Spannungsabfall über, der Lebensdaueranteile von ca. 46 , 47 bzw. 29% umfasst.

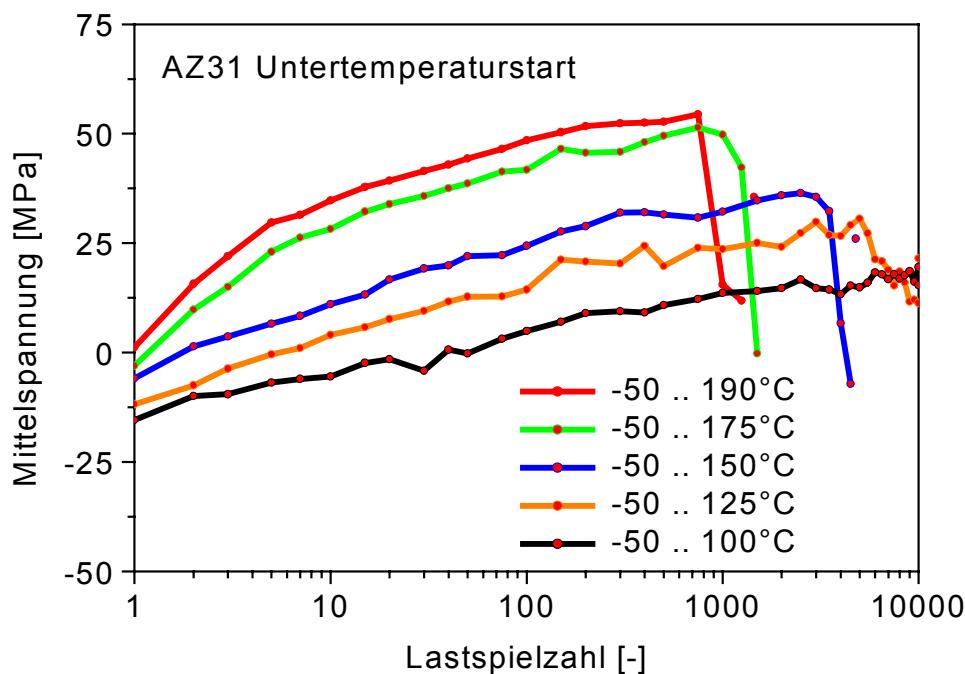


Abbildung 5.9: Mittelpfannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

5.1.1.4 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Untertemperaturstart

Abbildung 5.10 zeigt Nennspannungsamplituden von AZ91-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit -50°C Untertemperatur durchgeführt und auch bei dieser Temperatur gestartet wurden. Für die untersuchten Obertemperaturen liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs zwischen 72 und 107 MPa. Auch hier führen zunehmende Obertemperaturen zu steigenden Spannungsamplituden und abnehmenden Bruchlastspielzahlen. Die Spannungsamplitude des mit 100°C Obertemperatur durchgeföhrten Versuchs steigt kontinuierlich von 72 MPa zu Versuchsbeginn auf 79 MPa bei Grenzlastspielzahl. Die mit 125°C Obertemperatur ermüdete Probe erreicht nach einem Anstieg von 82 auf 88 MPa innerhalb der ersten 1000 Lastwechsel ein sich über ca. 62% der Lebensdauer erstreckendes Plateau mit nahezu konstanter Spannungsamplitude. Der anschließende Bereich infolge einsetzenden Probenbruchs abnehmender Spannungsamplitude umfasst einen Lebensdaueranteil von ca. 22%. Nach anfänglichem Absinken während der ersten 5 - 10 Lastwechsel steigen die Spannungsamplituden der mit 150 , 175 und 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben innerhalb der darauffolgenden 200 bis 350 Lastwechsel an. Die sich anschließenden Bereiche mit nahezu konstanten Spannungsamplituden in Höhe von 98, 104 und 107 MPa erstrecken sich über ca. 85, 45 und 40% der Lebensdauer. Ausgeprägte Bereiche mit infolge sich ausbreitender Risse abnehmenden Spannungsamplituden liegen nicht vor.

Die sich an AZ91 bei einer Versuchsführung mit Untertemperaturstart einstellenden plastischen Dehnungsamplituden sind in Abbildung 5.11 über der Lastspielzahl dargestellt. Wie schon bei den entsprechenden Versuchen an AZ31 beobachtet, ergibt diese Versuchsführung auch an AZ91 zu Beginn der Versuche deutliche Unterschiede zu den Messwerten der bei

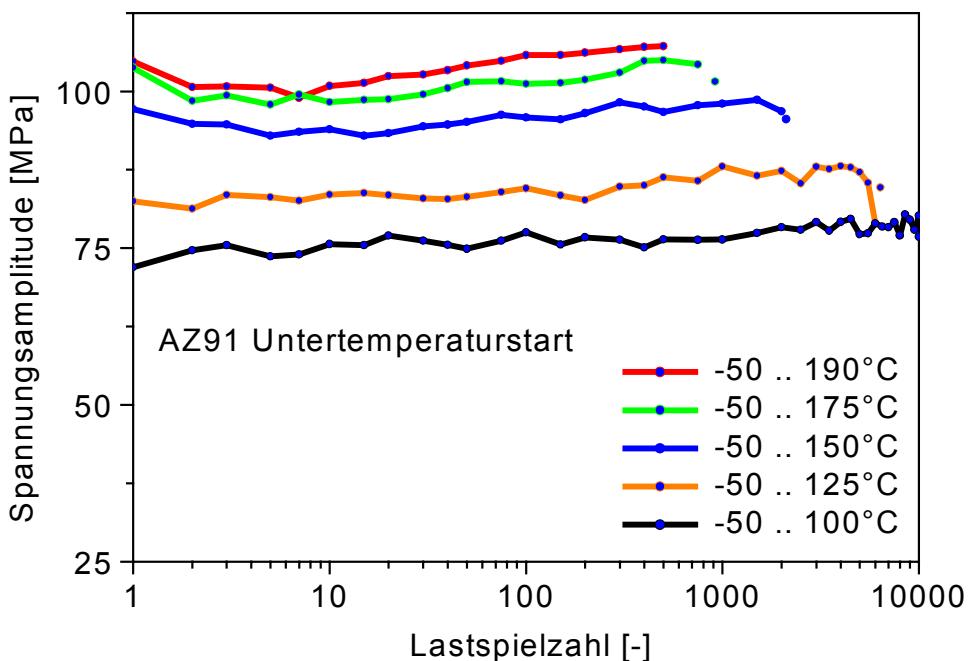


Abbildung 5.10: Spannungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

Mitteltemperatur begonnenen Experimente (Abb. 5.5). Mit zunehmender Lastspielzahl verringern sich die Unterschiede, bis die Verläufe der plastischen Dehnungsamplituden mit negativer Anfangsdehnung trotz der anderen Anfangsbedingungen bei einer für jede Ober-temperatur typischen Lastspielzahl mit den nach Mitteltemperaturstart aufgezeichneten praktisch identisch sind. Die Lastwechselintervalle, in denen unterschiedliche Verläufe vorliegen, werden mit zunehmender Obertemperatur kleiner: Während bei 100°C Obertemperatur noch ca. 150 Lastwechsel bis zur Angleichung der plastischen Dehnungsamplituden verstreichen, sind es bei 190°C Obertemperatur nur noch ca. 30 Lastwechsel. Für Obertemperaturen von 125, 150 und 175°C liegen die entsprechenden Intervallbreiten etwa bei 100, 75 bzw. 40 Lastwechseln. Analog zur plastischen Dehnungsamplitude wurde aus der Breite der nicht geschlossenen Nennspannung-Temperatur-Verläufe des jeweils ersten Lastwechsels der mit Untertemperaturstart durchgeföhrten Versuche die halbe plastische Anfangsdehnung berechnet. Bei 190°C Obertemperatur wurde mit 1,97 %o der höchste Wert erreicht. Die halbe plastische Anfangsdehnung nimmt mit 1,75 %o bei 175°C Obertemperatur über 1,37 %o bei 150°C und 1,1 %o bei 125°C bis auf 0,83 %o bei 100°C Obertemperatur ab.

Abbildung 5.12 zeigt den Mittelspannungsverlauf von AZ91-Proben aus mit -50°C Untertemperatur durchgeföhrten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen über der Lastspielzahl. Der Versuchsstart erfolgte bei Untertemperatur, so dass die dadurch auftretende negative Anfangsdeformation in der Anfangsphase der Versuche negative Mittelspannungen bewirkt. Die Höhe der Druckmittelspannungen des ersten Lastwechsels nimmt jedoch mit steigender Obertemperatur ab. Während man für 100°C Obertemperatur noch -42 MPa beobachtet, sind für 125°C -36 MPa, für 150°C -23 MPa für 175°C -15 MPa und für 190°C -11 MPa zu verzeichnen. Im weiteren Verlauf der Versuche steigen die Mittelspannungen

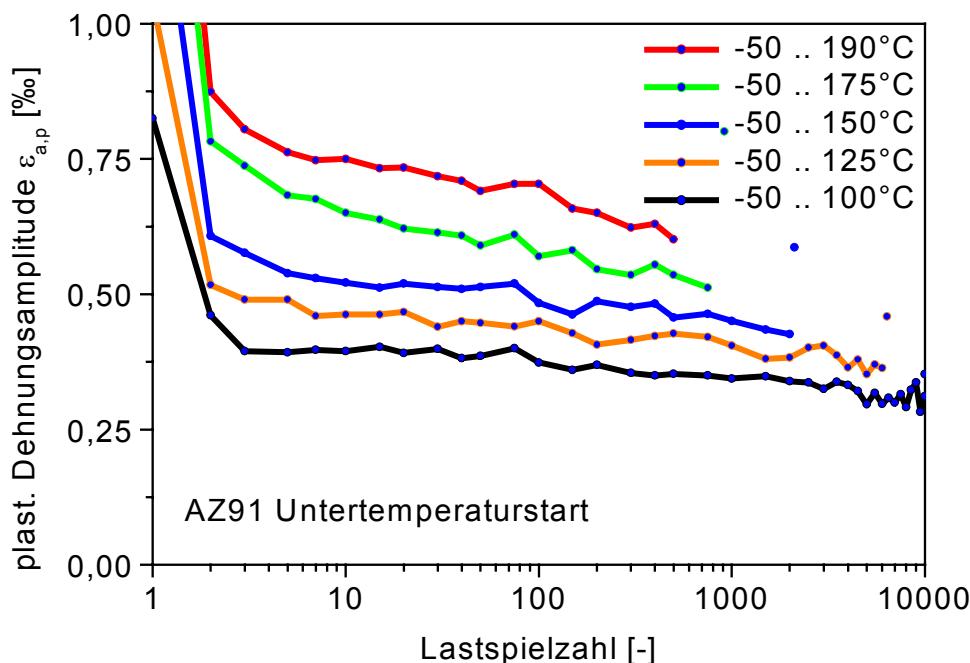


Abbildung 5.11: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

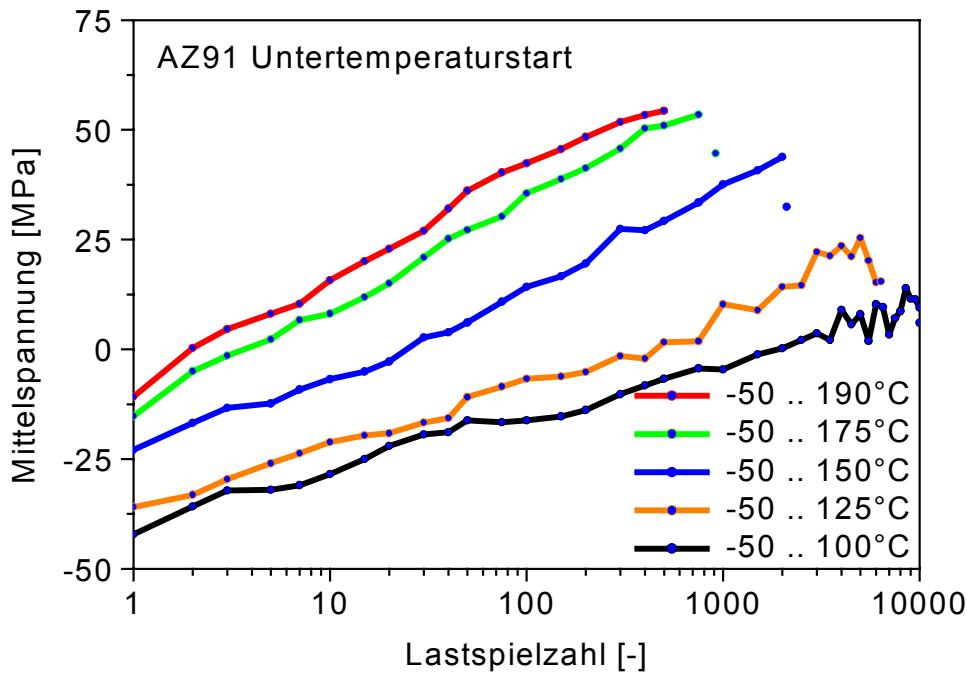


Abbildung 5.12: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Versuchsstart bei -50°C Untertemperatur).

rasch an, so dass die mit 190, 175 und 150°C Obertemperatur ermüdeten Proben schon im zweiten, vierten bzw. dreißigsten Lastwechsel Zugmittelpfannungen aufweisen. Die Druckmittelpfannungen der mit 125°C bzw. 100°C Obertemperatur ermüdeten Proben sind nach 500 bzw. 2000 Lastwechseln abgebaut. Die sich im weiteren Verlauf des Versuchs aufbauenden Zugmittelpfannungen erreichen für die $T_o=100^{\circ}\text{C}$ -Probe bei der Grenzlastspielzahl (10^4 Lastwechsel) mit ca. 12 MPa ihren Höchstwert. Für die Ermüdung mit 125°C Obertemperatur erstreckt sich der Mittelpfannungsanstieg auf die ersten 47% der Lebensdauer und mündet in einen Bereich mit nahezu konstanten Mittelpfannungen in Höhe von 22 MPa, der sich über einen Lebensdaueranteil von 39% erstreckt. Im weiteren Verlauf sinkt die Mittelpfannung bis zum Ende der Lebensdauer auf 15 MPa. Die mit 150, 175 oder 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben zeigen kein Plateau im Mittelpfannungsverlauf. Der auf maximale Mittelpfannungen von 44, 53 bzw. 54 MPa führende Spannungsanstieg erstreckt sich über fast die gesamte Lebensdauer der Proben.

5.1.1.5 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31, Obertemperaturstart

Abbildung 5.13 zeigt Nennspannungsamplituden von AZ31-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die bei Obertemperatur gestartet und mit -50°C Untertemperatur durchgeführt wurden. Für alle untersuchten Temperaturschwingsbreiten liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs in einem Bereich zwischen 76 und 104 MPa. Steigende Obertemperaturen ergeben zunehmende Spannungsamplituden und abnehmende Bruchlastspielzahlen. Die Spannungsamplitude der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Probe ist mit 76 MPa über die gesamte Versuchsdauer konstant, der Bruch der Probe wird

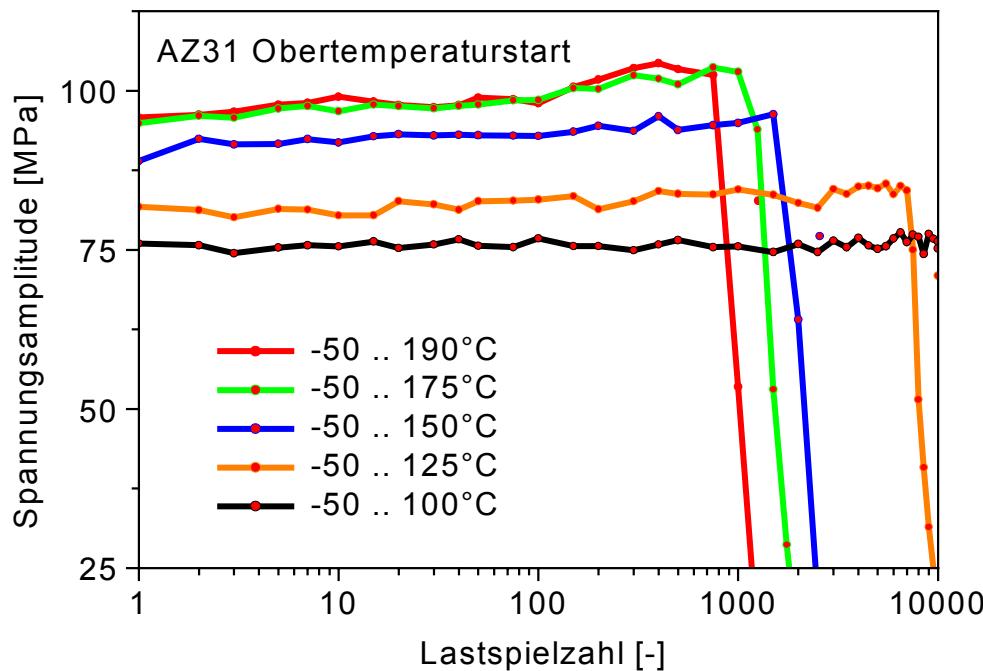


Abbildung 5.13: Spannungssamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Obertemperatur).

innerhalb der Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln nicht erreicht. Die mit 125°C Obertemperatur ermüdete Probe erreicht nach einem geringen Anstieg um 4 MPa innerhalb der ersten 35% der Lebensdauer einen Bereich mit nahezu konstanter Spannungssamplitude von ca. 84 MPa, der sich über etwa 46% der Lebensdauer erstreckt. Innerhalb der verbleibenden Restlebensdauer ($\approx 19\%$) sinkt die Spannungssamplitude stetig ab. Bei den mit 150, 175 bzw. 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben ist der innerhalb des ersten Versuchsstadiums (Lebensdauerintervalle von 66, 41 bzw. 36%) auftretende Anstieg der Spannungssamplitude um 7 bis 8 MPa deutlich stärker ausgeprägt, als bei 125°C Obertemperatur. Die Spannungssamplituden dieser Versuche weisen auch kein Plateau im Verlauf der Spannungssamplitude auf, nach Durchschreiten des Maximums (96 MPa für $T_o = 150^{\circ}\text{C}$, 103 bzw. 104 MPa für $T_o = 175$ bzw. 190°C) fallen sie vielmehr bis zum Probenbruch stetig ab.

Die sich bei der Versuchsführung mit Obertemperaturstart an AZ31 einstellenden plastischen Dehnungssamplituden sind in Abbildung 5.14 über der Lastspielzahl dargestellt. Diese Versuchsführung ergibt während der ersten Lastwechsel deutliche Unterschiede zu den Messwerten der bei Mitteltemperatur begonnenen Experimente (Abb. 5.2). Die halben plastischen Anfangsdehnungen, welche bei Versuchen mit 100, 125, 150, 175 und 190°C Obertemperatur gemessen wurden, liegen bei 0,62, 0,72, 0,9, 1,1 und 1,2%, und somit zwischen den entsprechenden Werten der bei Unter- bzw. Mitteltemperatur gestarteten Versuche. Die bei positiver Anfangsdehnung gemessenen Verläufe fallen schon nach 3 bis 7 Lastwechseln mit den nach Mitteltemperaturstart gemessenen zusammen. Eine Ausnahme bildet der mit 100°C Obertemperatur durchgeführte Versuch, bei dem die Angleichung der Verläufe der plastischen Dehnungssamplitude erst nach den ersten 200 Lastwechseln erfolgt.

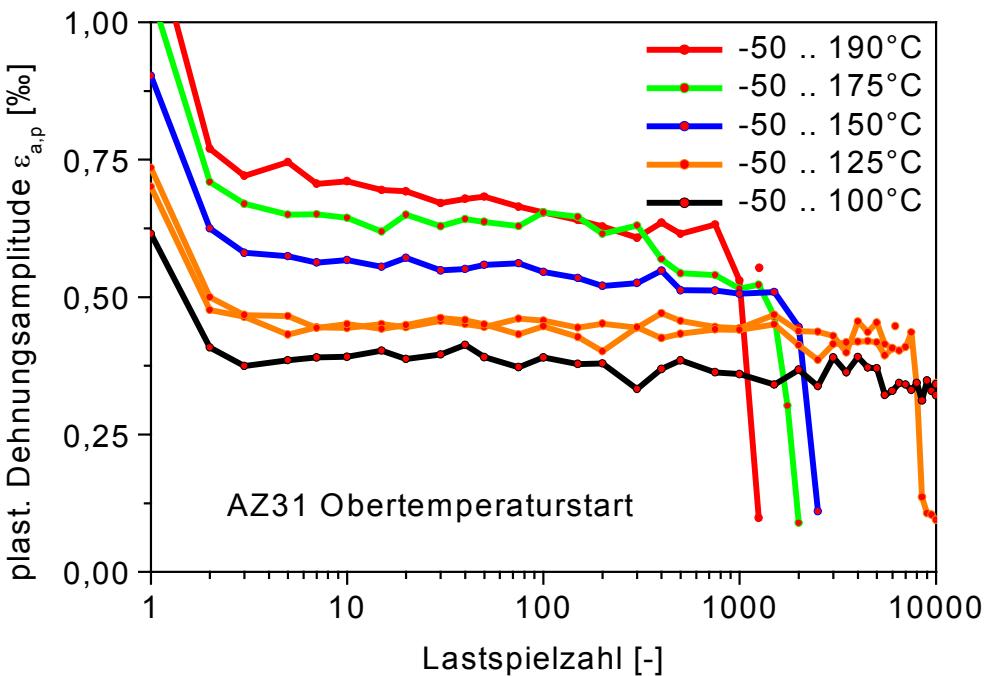


Abbildung 5.14: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Obertemperatur).

Abbildung 5.15 zeigt die Mittelspannungsverläufe von an AZ31-Proben mit -50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen. Gestartet wurden die Versuche bei Obertemperatur. Somit entstehen in der Anfangsphase der Versuche positive Mittelspannungen, die im weiteren Versuchsablauf innerhalb eines Streubandes von $\pm 4 \text{ MPa}$ gemäß der Funktion $\sigma_m = 62,5 \text{ MPa} - 8,125 \text{ MPa} * \text{Lg}(N)$ mit der Lastspielzahl absinken.

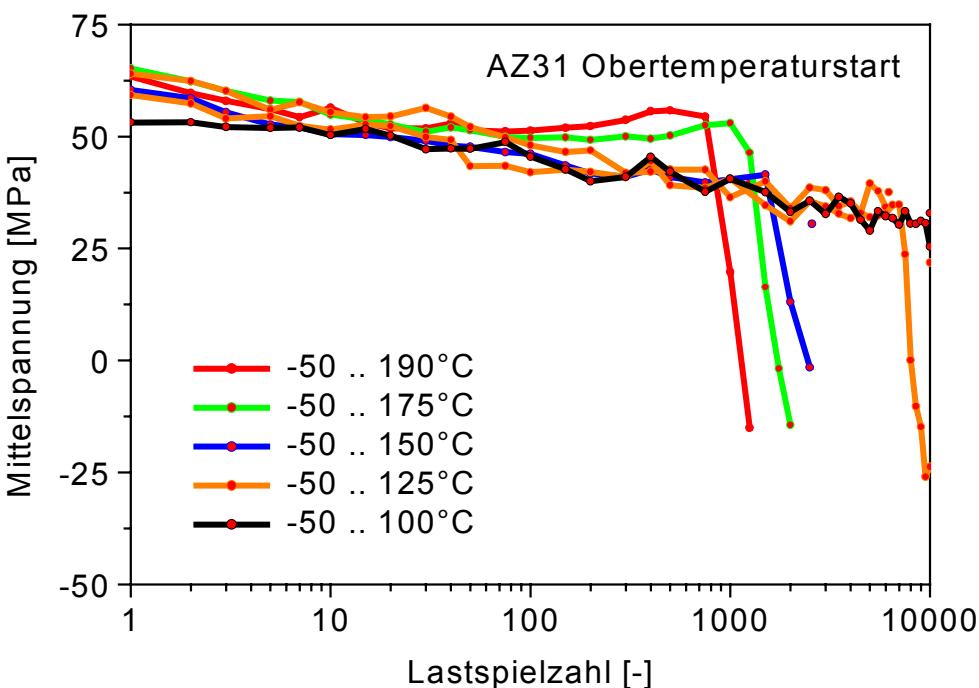


Abbildung 5.15: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Obertemperatur).

Ausnahmen bilden die Versuche mit 100, 175 und 190°C Obertemperatur. Während bei dem mit 100°C Obertemperatur durchgeführten Versuch die Mittelspannung von ca. 52 MPa über die ersten 15 Lastwechsel konstant bleibt, steigen die Mittelspannungen für 175 und 190°C Obertemperatur ab dem 75. bzw. 50. Lastwechsel allmählich wieder bis auf Werte von 53 bzw. 56 MPa bei 1000 bzw. 500 Lastwechseln. Prozesse wie Rissbildung und Rissausbreitung führen gegen Ende der Probenlebensdauer zu einem stärkeren Absinken der Mittelspannungen. Der Anteil dieses Stadiums an der Lebensdauer sinkt von 55% bei 190°C über 45% bei 175°C und 34% bei 150°C auf 20% bei 125°C. Auch dort besitzt die obige Gleichung keine Gültigkeit mehr.

5.1.1.6 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91, Obertemperaturstart

Abbildung 5.16 zeigt Nennspannungsamplituden von AZ91-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit einer Untertemperatur von -50°C durchgeführt und bei Obertemperatur gestartet wurden, über der Lastspielzahl. Die Spannungsamplituden erstrecken sich bis zum Einsetzen des Probenbruchs über ein Spektrum von 72 bis 110 MPa. Auch hier bewirken zunehmende Obertemperaturen steigende Spannungsamplituden und abnehmende Bruchlastspielzahlen. Nach anfänglichem Anstieg um 6 MPa stabilisiert sich die Spannungsamplitude des mit 100°C Obertemperatur durchgeführten Versuchs für die bis zur Grenzlastspielzahl verbleibenden 6000 Lastwechsel auf einem Niveau von 78 MPa. Für 125 und 150°C Obertemperatur beobachtet man nahezu konstante Spannungsamplituden von ca. 89 bzw. 96 MPa. Die Spannungsamplituden der bei 175 und 190°C Obertemperatur geprüften Proben erreichen nach einem Anstieg um 5 MPa innerhalb der ersten 200 Lastwechsel

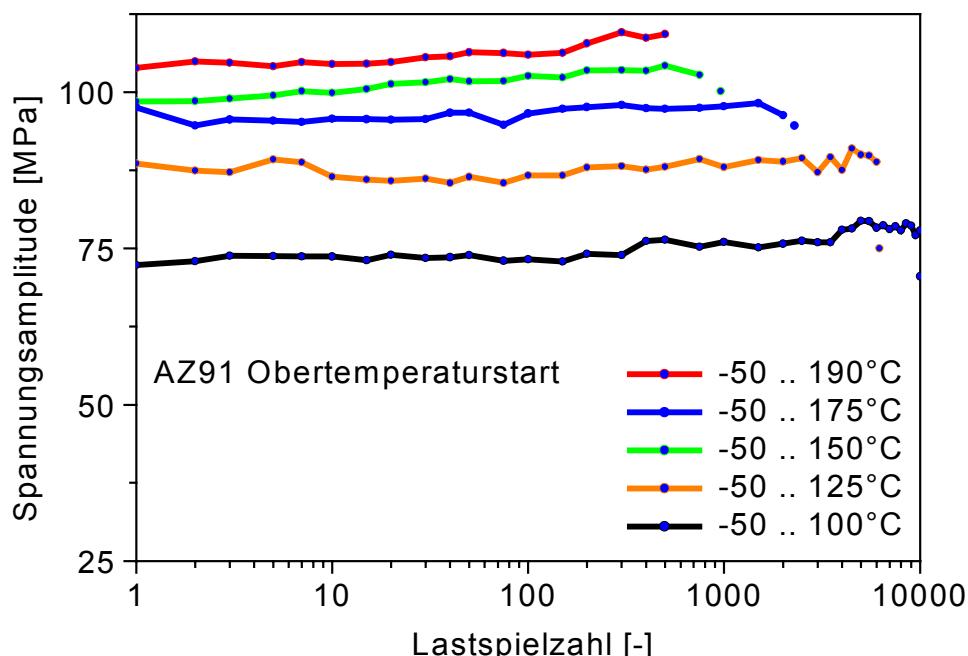


Abbildung 5.16: Spannungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C, Versuchsstart bei Obertemperatur).

ein sich über ca. 79% bzw. 68% der Lebensdauer erstreckendes, konstantes Niveau in Höhe von 103 bzw. 109 MPa. Ausgeprägte Bereiche mit infolge sich ausbreitender Risse abnehmenden Spannungsamplituden liegen nicht vor.

Die sich bei thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen mit -50°C Untertemperatur und Obertemperaturstart an AZ91-Proben einstellenden plastischen Dehnungsamplituden sind in Abbildung 5.17 über der Lastspielzahl dargestellt. Während der ersten Lastwechsel ergeben sich deutliche Unterschiede zu den Messwerten der bei Mitteltemperatur begonnenen Experimente (Abb. 5.5). Die halben plastischen Anfangsdehnungen, welche bei Versuchen mit 100, 125, 150, 175 und 190°C Obertemperatur gemessen wurden, liegen bei 0,55, 0,64, 0,75, 0,95 und 1,02%. Sie liegen somit zwischen den entsprechenden Werten der Versuche, die bei Unter- bzw. Mitteltemperatur gestartet wurden. Nach spätestens 15 Lastwechseln weisen die nach Obertemperaturstart aufgezeichneten plastischen Dehnungsamplituden einen praktisch identischen Verlauf zu den nach Mitteltemperaturstart gemessenen Verläufen auf.

Abbildung 5.18 zeigt den Mittelspannungsverlauf von AZ91-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen mit -50°C Untertemperatur über der Lastspielzahl. Der bei Obertemperatur erfolgende Versuchsstart bewirkt in der Anfangsphase positive Mittelspannungen, die im weiteren Ablauf der Versuche mit einer maximalen Abweichung von ± 10 MPa gemäß der Funktion $\sigma_m = 64 \text{ MPa} - 4,4 \text{ MPa} * \text{Lg}(N)$ mit der Lastspielzahl absinken. Ein Vergleich mit den Mittelspannungsverläufen der entsprechenden, bei Mitteltemperatur gestarteten Versuche zeigt, dass (mit Ausnahme der bei 100°C Obertemperatur durchgeföhrten Versuche) auch die Mittelspannungen bei höheren Lastspielzahlen einen nahezu identischen Verlauf nehmen. Steigende Obertemperaturen führen hierbei zu einer schnelleren Angleichung der

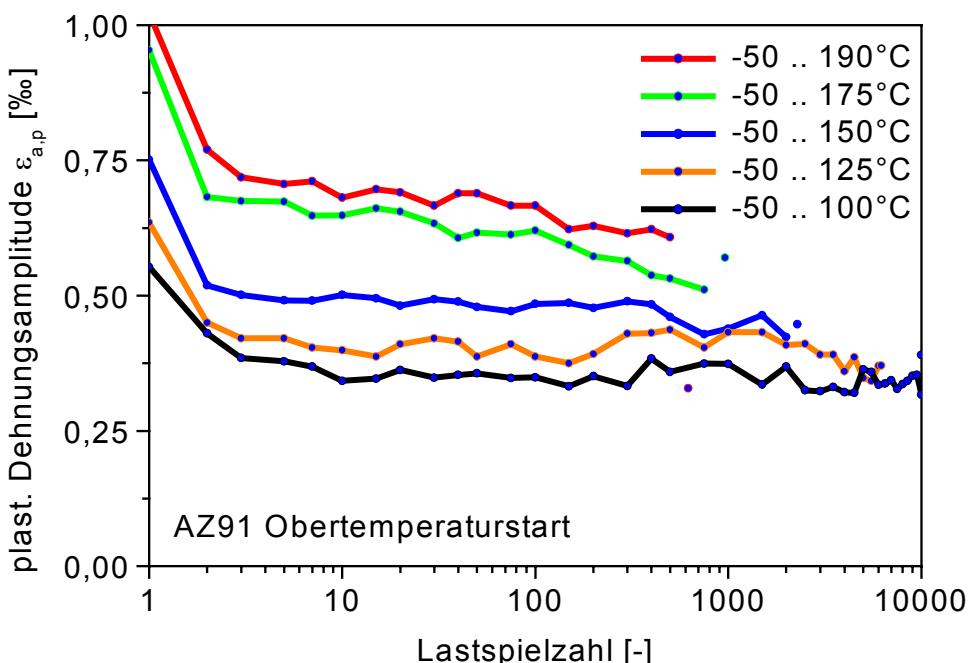


Abbildung 5.17: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Obertemperatur).

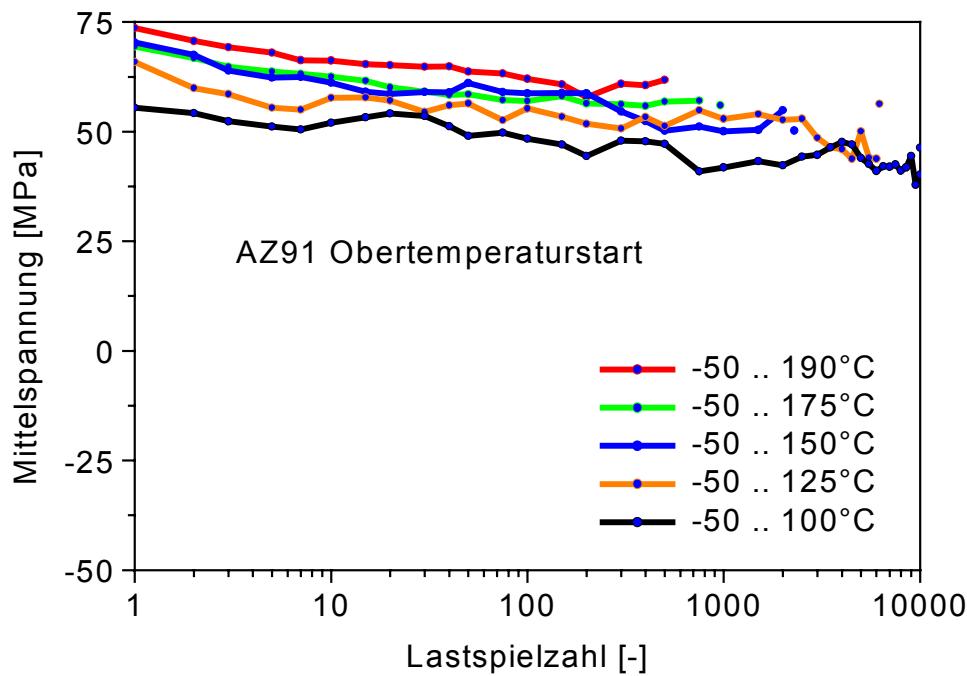


Abbildung 5.18: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C , Versuchsstart bei Obertemperatur).

Mittelspannungen: Sind bei $T_o=125^{\circ}\text{C}$ noch 48% der Lebensdauer bis zu einer Angleichung nötig, so erfolgt sie bei 150°C Obertemperatur bereits nach 26% und bei 175°C nach 15% der Lebensdauer der Proben. Die Angleichung der Mittelspannungsverläufe der mit 175 und 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben erfolgt in beiden Fällen nach 150 Lastwechseln. Der entsprechende Lebensdaueranteil steigt jedoch aufgrund der bei $T_o=190^{\circ}\text{C}$ geringeren Bruchlastspielzahl mit ca. 25% wieder etwas an.

5.1.1.7 Anfangsdehnung und Lebensdauer bei thermisch-mechanischer Ermüdung

In Abbildung 5.19 sind die halben plastischen Anfangsdehnungsschwingbreiten aus mit einer Untertemperatur von -50°C durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen als Funktion der Obertemperatur wiedergegeben. Beide Werkstoffe zeigen in gleicher Weise proportionales Ansteigen der halben plastischen Anfangsdehnungsschwingbreite mit zunehmender Obertemperatur. Die Steigung der Graphen ist jedoch von den Anfangsbedingungen der Versuche abhängig. Für den Versuchsstart bei Mittel- und Obertemperatur beträgt sie $0,56\% / 100^{\circ}\text{C}$. Dagegen bewirkt Untertemperaturstart mit $1,2\% / 100^{\circ}\text{C}$ ein mehr als doppelt so starkes Ansteigen der Messwerte mit der Obertemperatur. Während sich nach Versuchsstart bei Mitteltemperatur für beide Werkstoffe praktisch identische Absolutwerte ergeben, liegt AZ31 bei Obertemperaturstart um $0,1\%$, bei Untertemperaturstart sogar um $0,26\%$ über den entsprechenden an AZ91 gemessenen Werten.

In Abbildung 5.20 sind die Bruchlastspielzahlen aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit -50°C Untertemperatur durchgeführt wurden, als Funktion der Obertemperatur wiedergegeben. Für beide Werkstoffe erkennt man mit zunehmender Obertemperatur

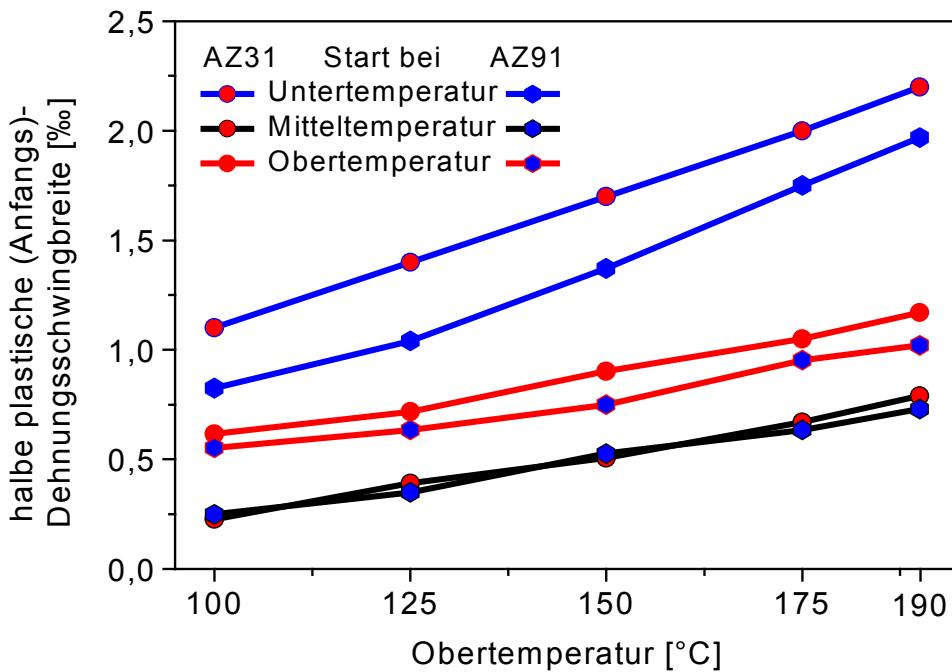


Abbildung 5.19: Halbe plastische Anfangs-Dehnungsschwingbreite als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur -50°C).

abnehmende Bruchlastspielzahlen. Sämtliche mit 100°C Obertemperatur geprüften Proben erreichen, unabhängig von der Art der Versuche, die Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln. Demgegenüber brachen bei 125°C Obertemperatur alle AZ91-Proben sowie der überwiegende Teil der AZ31-Proben. Lediglich zwei der drei bei Mitteltemperaturstart mit 125°C Obertemperatur beanspruchten AZ31-Proben erreichten im Stadium fortgeschrittenener Schädigung die Grenzlastspielzahl. Höhere Obertemperaturen führten innerhalb der Versuchsdauer stets zum Probenbruch. Eine eindeutige Abhängigkeit der Bruchlastspielzahlen von den unterschiedlichen Temperaturniveaus, bei denen die Versuche gestartet wurden, ist nicht erkennbar. Demgegenüber hat der Werkstoff einen deutlichen Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer. Die Ausgleichsgeraden zu den Bruchlastspielzahlen der hierfür berücksichtigten² 17 AZ31- bzw. 16 AZ91-Proben lassen für AZ31 eine um 30 – 35% höhere Ermüdungslebensdauer erkennen, als für AZ91. Die Bruchlastspielzahlen verlaufen im Obertemperaturbereich von 125°C bis 190°C gemäß der folgenden Gleichungen:

$$N_B(\text{AZ31}) = 10^{-\left(\frac{T_o - 372,2^{\circ}\text{C}}{62,8^{\circ}\text{C}}\right)} \quad N_B(\text{AZ91}) = 10^{-\left(\frac{T_o - 352,6^{\circ}\text{C}}{60,17^{\circ}\text{C}}\right)}.$$

Die maximalen Abweichungen der gemessenen Bruchlastspielzahlen von diesen Funktionen betragen für AZ31 $\pm 40\%$, und für AZ91 $\pm 30\%$.

² In der Berechnung der Ausgleichsgeraden von AZ31 sind neben allen gebrochenen AZ31-Proben zwei mit 125°C Obertemperatur beanspruchte Durchläufer berücksichtigt. Es wurden die anhand der Mittelspannungsverläufe extrapolierten Lebensdauern (12000 Lastwechsel) in die Rechnung eingesetzt. Die Ausgleichsgerade für AZ91 wurde unter Einbeziehung aller gebrochenen AZ91-Proben, mit Ausnahme eines lunkerbedingten Frühausfalls bei 175°C Obertemperatur ($N_B = 269$ Lastwechsel), gebildet.

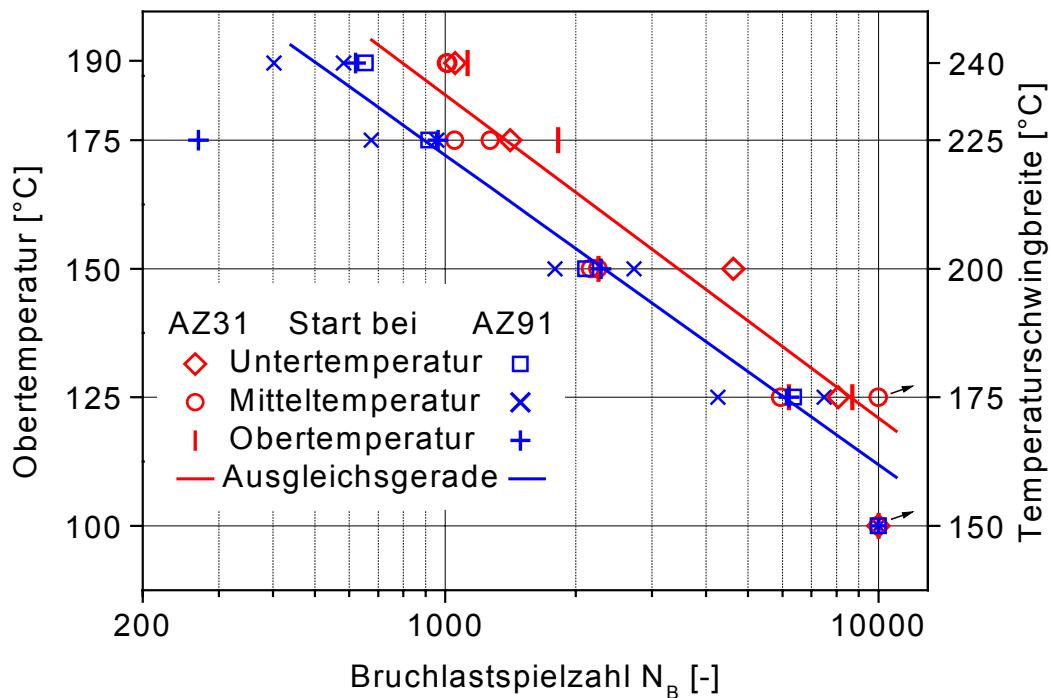


Abbildung 5.20: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung als Funktion der Obertemperatur (-50°C Untertemperatur).

5.1.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit 50°C Untertemperatur

Im Gegensatz zu den bisher behandelten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, bei denen die Untertemperatur T_u einheitlich bei -50°C liegt, beträgt sie bei den im Folgenden dargestellten stets 50°C . Bei diesen Versuchen wurde die Obertemperatur T_o von 200°C über 225 , 250 , 275 und 290°C variiert, so dass sich für beide Versuchsführungen identische Temperaturschwingbreiten ergeben. Bei ansonsten vergleichbarer Versuchsführung findet die thermisch-mechanische Ermüdung bei 50°C Untertemperatur somit auf einem um 100°C höheren Temperaturniveau statt. Aufgrund der bei (Ober-) Temperaturen von 200 bis 290°C zu erwartenden starken Relaxation wurde bei den mit 50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen auf Versuche mit Ober- und Untertemperaturstart verzichtet. Die Temperatur, bei der zu Versuchsbeginn die makroskopische Dehnung der kraftfrei eingespannten Probe konstant gehalten wurde, entsprach stets der Mitteltemperatur.

5.1.2.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ31

Abbildung 5.21 zeigt Nennspannungsamplituden von AZ31-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit einer Untertemperatur von 50°C durchgeführt wurden. Um einen Eindruck zur Streuung der Daten zu vermitteln, sind stets zwei gleichartige Versuche dargestellt. Für alle untersuchten Obertemperaturen liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs in einem Bereich zwischen 65 und 90 MPa . Mit zunehmender Obertemperatur steigt die Spannungsamplitude des ersten Lastwechsels zunächst von 71 MPa bei 200°C über 75 MPa bei 225°C auf ca. 79 MPa bei 250°C an. Weitere

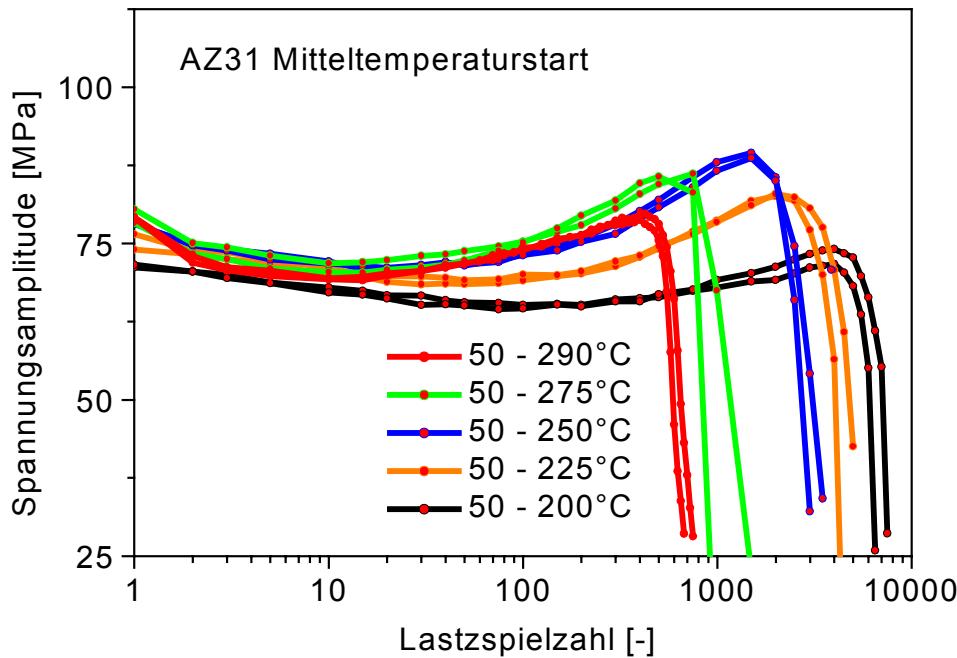


Abbildung 5.21: Spannungssampliduden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

Steigerungen der Obertemperatur bewirken keine Änderung der Spannungssamplitude des ersten Lastwechsels. Innerhalb der ersten 0,6 bis 3% der Lebensdauer sinkt die Spannungssamplitude um 8% (bei 200°C Obertemperatur) bis 12,5% (290°C Obertemperatur). Der anschließende Anstieg führt auf ein Maximum, dessen Höhe im Falle der mit 200 und 290°C Obertemperatur ermüdeten Proben der Spannungssamplitude des ersten Lastwechsels entspricht. Für 225, 250 und 275°C Obertemperatur übersteigt die maximale Spannungssamplitude die des ersten Lastwechsels um 11, 14 bzw. 9%. Im weiteren Verlauf der Ermüdung, nach Durchlaufen des Maximums, sinkt die Spannungssamplitude bis zum Probenbruch kontinuierlich ab. Dieses Stadium umfasst bei 225 und 250°C Obertemperatur ca. 56% der Lebensdauer, bei 200 und 290°C ca. 43% (47% bei 275°C).

Im Gegensatz zu den Spannungssampliduden, bei denen die durch Variation der Obertemperatur bewirkten Änderungen unter 40% liegen, unterscheiden sich die plastischen Dehnungssampliduden der mit 50°C Untertemperatur an AZ31 durchgeföhrten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche mit zunehmender Obertemperatur fast um den Faktor fünf (mit $\epsilon_{a,p \min}$ ($T_o=200^\circ\text{C}$) von ca. 0,24‰ und $\epsilon_{a,p \max}$ ($T_o=290^\circ\text{C}$) von ca. 1,18‰). Für die halbe plastische (Anfangs-) Dehnung des ersten Lastwechsels beobachtet man ein stärkeres Ansteigen (0,61‰/100°C) mit der Obertemperatur, als für die vergleichbaren thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche, die mit -50°C Untertemperatur durchgeföhrten wurden (0,56‰/100°C) (siehe Kap. 5.1.1.1). Auch die Absolutwerte der halben plastischen (Anfangs-) Dehnungen, welche bei Versuchen mit 200, 225, 250, 275 und 290°C Obertemperatur gemessen wurden, liegen mit 0,41, 0,55, 0,7, 0,9 und 1,09 ‰ um ca. 0,22‰ höher. Die sich bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur einstellenden plastischen Dehnungssampliduden sind in Abbildung 5.22 über der Lastspielzahl dargestellt.

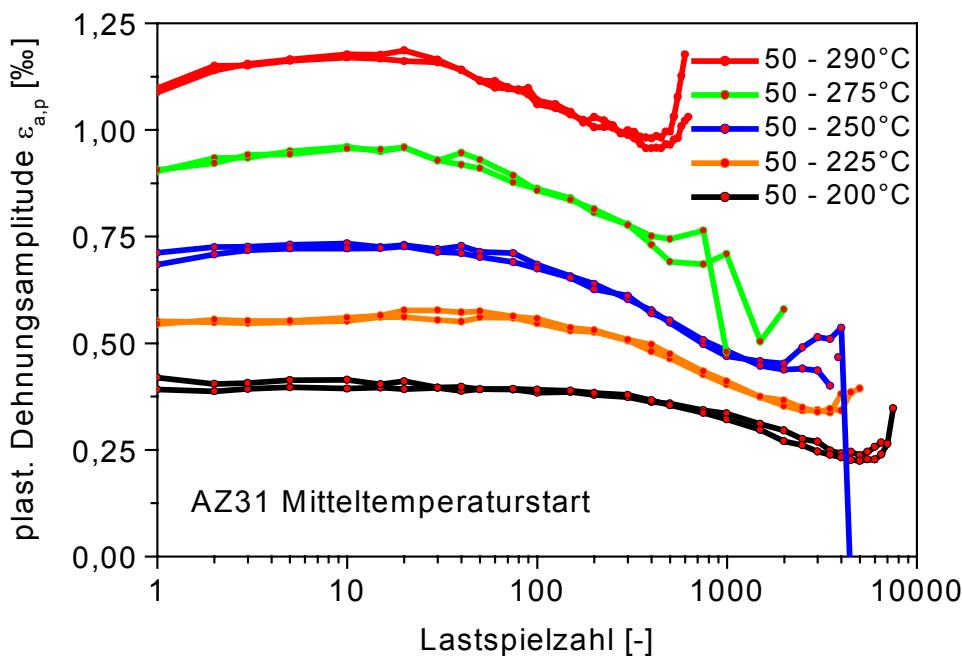


Abbildung 5.22: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

Ermüdung mit einer Obertemperatur von 200°C bewirkt innerhalb der ersten ca. 72% der Lebensdauer kontinuierlich mit der Lastspielzahl absinkende plastische Dehnungsamplituden. Für die mit Obertemperaturen von 225, 250, 275 und 290°C ermüdeten Proben erkennt man innerhalb der ersten 0,9 bis 3% der Lebensdauer ein Ansteigen der plastischen Dehnungsamplitude auf maximale Werte von 0,56, 0,73, 0,96 bzw. 1,18%. Die Maxima treten zeitgleich zu den weiter oben beschriebenen Minima der Spannungsamplituden auf. Nach Durchlaufen der Maxima fallen die plastischen Dehnungsamplituden ab, und münden in ein Minimum. Der anschließende Anstieg der Messwerte setzt sich bis zum Probenbruch fort. Allerdings kann in diesem Bereich nicht mehr von plastischen Dehnungsamplituden gesprochen werden, da der Anstieg gegen Ende der Lebensdauer auf Rissöffnungseffekte zurückzuführen ist, die stark inhomogene Dehnungsverteilungen bewirken. Hinsichtlich der Lage der Minima in den Verläufen der plastischen Dehnungsamplituden sind die Maxima der Spannungsamplituden zu niedrigeren Lastspielzahlen verschoben.

Die Mittelspannungen der an AZ31 mit 50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche sind in Abbildung 5.23 dargestellt. Für Obertemperaturen von 200, 225, 250, 275 und 290°C werden maximale Mittelspannungen in Höhe von ca. 45, 56, 60, 58 und 55 MPa erreicht. Der sich innerhalb der ersten 0,2 bis 0,6% der Lebensdauer vollziehende Anstieg auf 60 bis 75% der jeweiligen, maximalen Spannungsamplituden geht in eine relativ kurze Phase mit nahezu konstanten Mittelspannungen über. Nach Durchlaufen der Plateauphase führt ein erneuter Anstieg auf maximale Mittelspannungen. Das anschließende Absinken der Mittelspannungen erfolgt simultan zum oben beschriebenen, finalen Abfall der Spannungsamplituden.

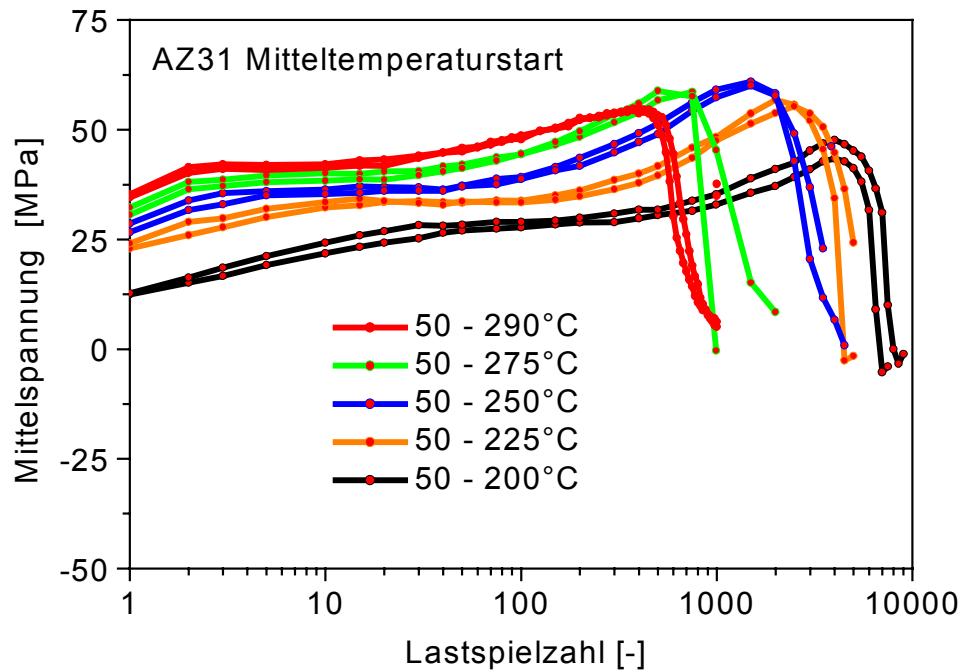


Abbildung 5.23: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

5.1.2.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche an AZ91

Abbildung 5.24 zeigt den über der Lastspielzahl aufgetragenen Verlauf der Nennspannungsamplituden von AZ91-Proben aus thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen, die mit einer Untertemperatur von 50°C durchgeführt wurden. Auch hier sind die Daten mindestens zweier gleichartiger Versuche dargestellt, um einen Eindruck zur Streuung der Versuchsergebnisse zu vermitteln. Für alle untersuchten Obertemperaturen liegen die Spannungsamplituden bis zum Einsetzen des Probenbruchs in einem Bereich zwischen 70 und 91 MPa. Die Spannungsamplitude des ersten Lastwechsels steigt mit zunehmender Obertemperatur von 73 MPa bei 200°C über 81 MPa bei 225°C und ca. 86 MPa bei 250°C auf 90 MPa bei 275°C an. Eine weitere Steigerung der Obertemperatur auf 290°C bewirkt keine Änderung der Spannungsamplitude des ersten Lastwechsels. Für den weitaus größten Teil der Lebensdauer, bis zum einsetzenden Probenbruch, sind die Spannungsamplituden nahezu konstant. Die geringen beobachtbaren Abweichungen beschränken sich im wesentlichen auf einen Abfall der Spannungsamplitude der mit 275 und 290°C Obertemperatur ermüdeten Proben um ca. 5 MPa vom ersten auf den zweiten Lastwechsel. Bereiche mit infolge Rissausbreitung abnehmenden Spannungsamplituden sind bei Obertemperaturen unter 275°C nicht erkennbar, und bei 275 bis 290°C nur schwach ausgeprägt.

Während die Variation der Obertemperatur bei mit 50°C Untertemperatur durchgeföhrten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen an AZ91 Änderungen der Spannungsamplituden von maximal 30% bewirkt, unterscheiden sich die plastischen Dehnungsamplituden bei dieser Versuchsführung um den Faktor 3,3 (mit $\varepsilon_{a,p \min} (T_o=200^\circ\text{C})$ von ca. 0,29% und $\varepsilon_{a,p \max} (T_o=290^\circ\text{C})$ von ca. 0,96%) (siehe Abb. 5.25). Generell bewirken auch hier

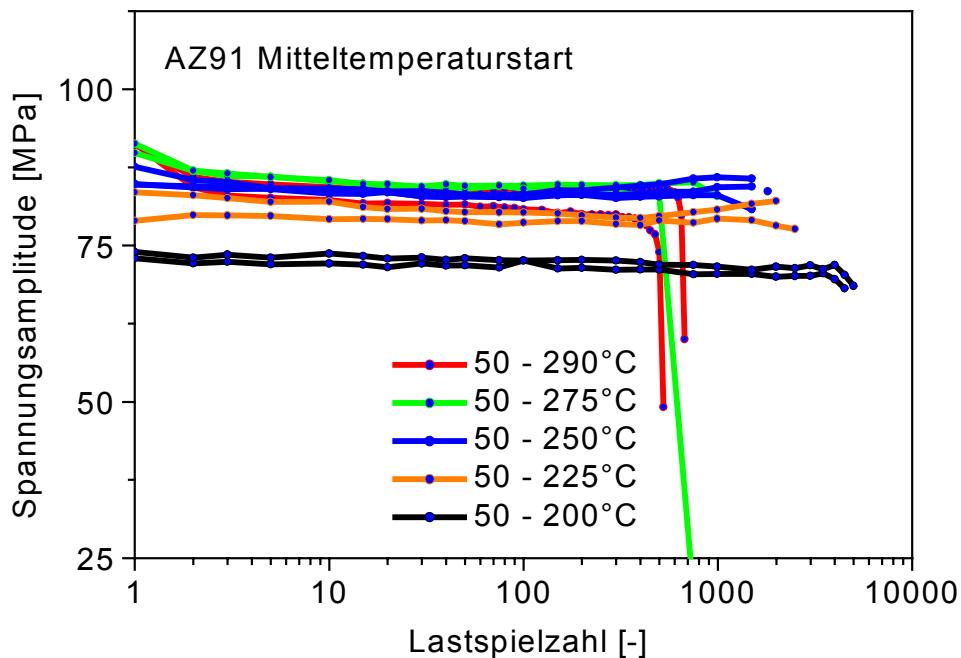


Abbildung 5.24: Spannungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

zunehmende Obertemperaturen steigende plastische Dehnungsamplituden, bei gleichzeitig abnehmender Lebensdauer. Die Absolutwerte der halben plastischen (Anfangs-) Dehnungen des ersten Lastwechsels für Obertemperaturen von 200, 225, 250, 275 und 290°C liegen (mit 0,45, 0,56, 0,69, 0,83 und 0,96‰) bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur um ca. 0,2‰ über den Werten, welche bei vergleichbaren, mit -50°C Untertemperatur durchgeführten Versuchen gemessen wurden. Demgegenüber steigt die halbe plastische Anfangsdehnung von AZ91 für 50°C Untertemperatur in gleichem Maße mit der Obertemperatur (0,56‰/100°C), wie bei -50°C Untertemperatur (siehe Kap. 5.1.1.2). Im Verlauf der Ermüdung nimmt die plastische Dehnungsamplitude für alle Obertemperaturen in nahezu gleicher Weise gemäß der Funktion $\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_{a,p}(LW_1) \% - 0,0465\% * \text{Lg}(N)$ stetig ab. Der für die mit 290°C Obertemperatur ermüdeten Proben zu beobachtende Anstieg der Messwerte gegen Ende der Lebensdauer ist auf Rissöffnungseffekte zurückzuführen, die stark inhomogene Dehnungsverteilungen bewirken, so dass in diesem Bereich nicht mehr von plastischen Dehnungsamplituden gesprochen werden kann.

Die über der Lastspielzahl aufgetragenen Mittelspannungen der an AZ91 mit 50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche sind in Abbildung 5.26 gezeigt. Zunehmende Obertemperaturen bewirken ein Ansteigen der maximalen Mittelspannungen von 37 MPa bei 200°C (über 49, 57, und 65 MPa bei 225, 250 und 275°C) auf 67 MPa bei 290°C. Innerhalb der ersten 0,6 bis 2,7% der Lebensdauer vollzieht sich ein starker Anstieg auf 75 bis 85% der jeweiligen maximalen Mittelspannungen. Die fast bis zum Probenbruch anhaltende Zunahme der Mittelspannungen setzt sich jedoch im weiteren Verlauf der Ermüdung weniger rasch fort. Kurz vor dem Bruch der Proben ist, besonders bei den höheren Obertemperaturen, ein Abfallen der Mittelspannungen zu beobachten.

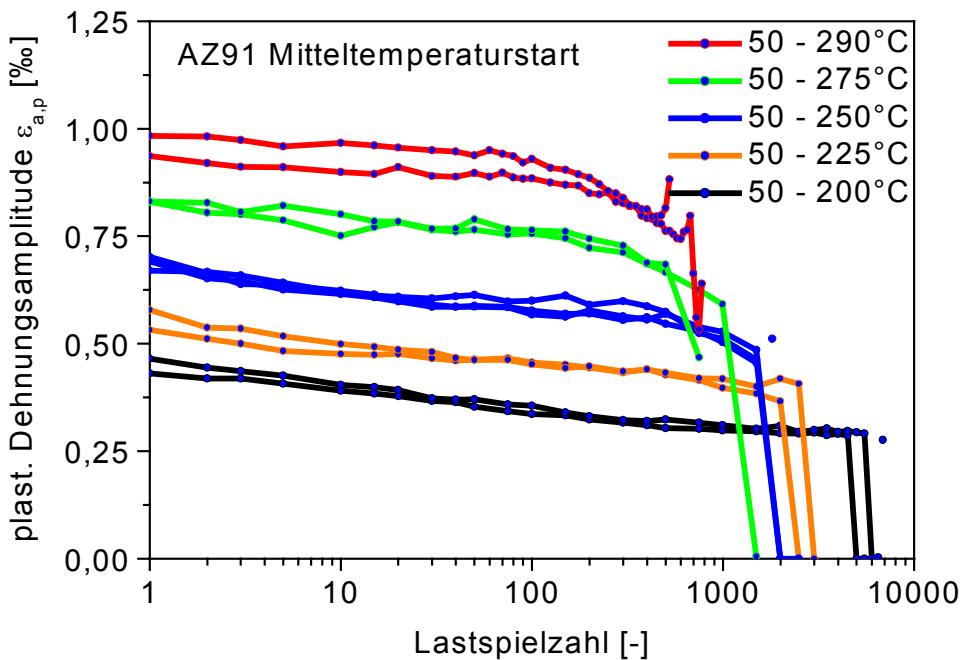


Abbildung 5.25: Plastische Dehnungsamplituden thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

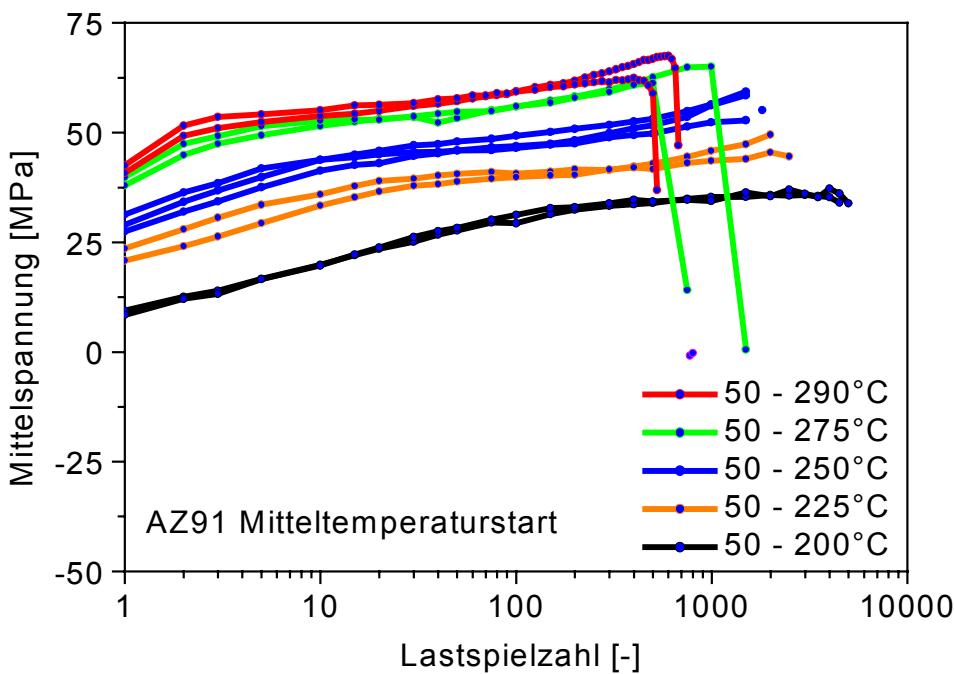


Abbildung 5.26: Mittelspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (Untertemperatur 50°C, Versuchsstart bei Mitteltemperatur).

5.1.2.3 Lebensdauern bei thermisch-mechanischer Ermüdung

In Abbildung 5.27 sind Bruchlastspielzahlen von mit 50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen als Funktion der Obertemperatur wiedergegeben. Für beide Werkstoffe erkennt man mit zunehmender Obertemperatur abnehmende Bruchlastspielzahlen. Ausgleichsgeraden zu den Bruchlastspielzahlen der jeweils 10 AZ31-

bzw. AZ91-Proben lassen für AZ31 eine um 20 - 37% höhere Ermüdungslebensdauer erkennen, als für AZ91. Die Bruchlastspielzahlen verlaufen im Obertemperaturbereich von 200°C bis 290°C gemäß der folgenden Gleichungen:

$$N_B(\text{AZ31}) = 10^{-\left(\frac{T_o - 528,4^\circ\text{C}}{82,54^\circ\text{C}}\right)}$$

$$N_B(\text{AZ91}) = 10^{-\left(\frac{T_o - 558,3^\circ\text{C}}{95,97^\circ\text{C}}\right)}.$$

Die maximalen Abweichungen der gemessenen Bruchlastspielzahlen von diesen Funktionen betragen für AZ31 –30 bzw. +55%, und für AZ91 –20 bzw. +45%.

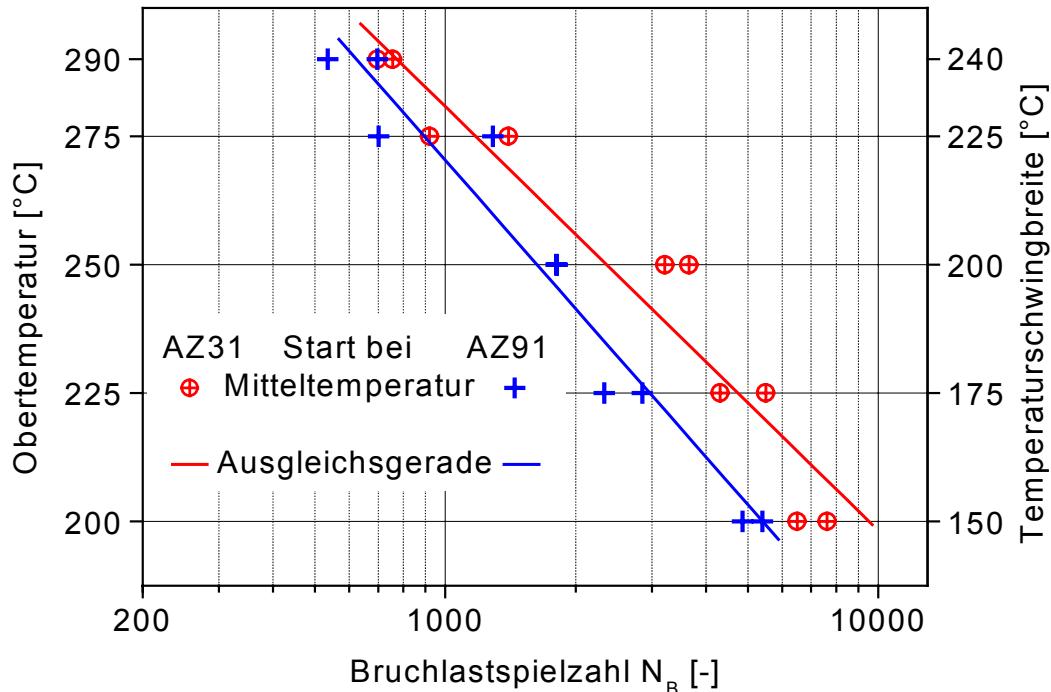


Abbildung 5.27: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur als Funktion der Obertemperatur.

5.2 Zug- und Druckversuche

Zur Bestimmung des quasistatischen Verformungsverhaltens wurden Zug- und Druckversuche mit der für die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche typischen Totaldehnungsgeschwindigkeit von $|\dot{\epsilon}_t| = 1,25 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Die Geometrie der Zug- bzw. Druckproben entspricht der Probengeometrie der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche.

In Abbildung 5.28 sind die Nennspannung-Totaldeformation-Verläufe der im Temperaturintervall von –50°C bis 290°C an AZ31 durchgeführten Zug- bzw. Druckversuche dargestellt. Mit zunehmender Temperatur beobachtet man ein Abnehmen der Steigung der elastischen Geraden. Unter Zugbeanspruchung vollzieht sich ein stetiger Übergang von der elastischen Geraden auf die Verfestigungskurve. Steigende Temperaturen führen hier neben sinkenden 0,2%-Dehngrenzen zu sinkenden Zugfestigkeiten, und steigenden Bruchdehnungen. Bei den Druckversuchen erfolgt ein stetiger Übergang von der elastischen Geraden auf die Verfestigungskurve erst bei einer Temperatur von 200°C. Für Temperaturen von –50 bis 150°C

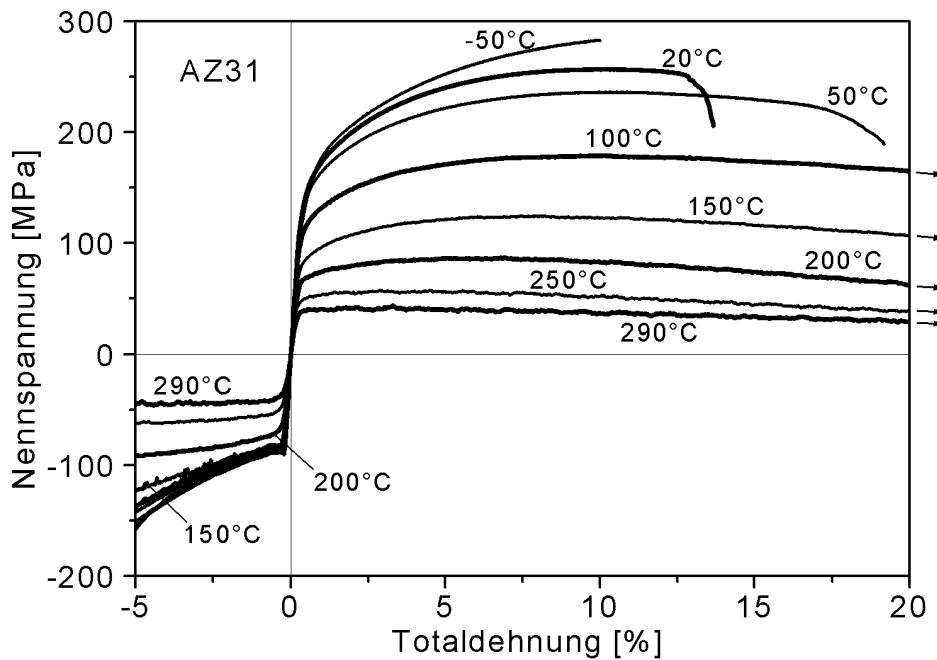


Abbildung 5.28: Nennspannung-Totaldeformation-Verläufe von AZ31 aus Zug- bzw. Druckversuchen, durchgeführt im Temperaturintervall von -50 bis 290°C .

sinken die Spannungen zunächst entlang der elastischen Geraden auf Werte von -85 bis -90 MPa. Die sich hier anschließenden wellen- bzw. sägezahnförmigen Verläufe der Nennspannung-Totaldehnung-Kurven weisen bei konstanten bzw. zunächst geringfügig ansteigenden Mittelspannungen typische Amplituden von $0,6$ bis $1,8$ MPa bei Periodendauern von ca. $0,1$ bis $1,4\%$ Totaldehnung auf. Die Mittelspannungen dieser Verläufe bleiben für einen plastischen Dehnungsbetrag von $0,5$ bis $0,75\%$ praktisch konstant, und sinken danach mit zunehmender Deformation weiter ab. Das Ausmaß der deformationsbedingten Verfestigung steigt hierbei mit sinkender Temperatur.

Die Nennspannung-Totaldeformation-Verläufe der im Temperaturintervall von -50°C bis 290°C an AZ91 durchgeführten Zug- bzw. Druckversuche sind in Abbildung 5.29 dargestellt. Wie an AZ31, so beobachtet man auch an AZ91 mit zunehmender Temperatur ein Abnehmen der Steigung der elastischen Geraden. Der Übergang von der elastischen Geraden auf die Verfestigungskurve vollzieht sich sowohl bei Zug- als auch bei Druckbeanspruchung stetig. Steigende Temperaturen führen neben sinkenden $0,2\%$ -Dehngrenzen zu sinkenden Zugfestigkeiten, und zu steigenden Bruchdehnungen. Auch die Beträge der $0,2\%$ -Stauchgrenzen nehmen mit steigender Temperatur ab. Die an AZ31 beobachteten, wellen- bzw. sägezahnförmigen Verläufe der Spannung-Dehnung-Kurven treten an AZ91 nicht auf.

In Abbildung 5.30 und 5.31 sind charakteristische Kennwerte der quasistatischen Versuche über der Versuchstemperatur aufgetragen. Während es sich bei den Zugfestigkeitskennwerten um Einzelergebnisse handelt, sind bei den Werten für die $0,2\%$ -Dehn- bzw. -Stauchgrenzen stets Ergebnisse aus zwei Einzelmessungen berücksichtigt: Die gezeigten arithmetischen Mittelwerte umfassen neben den Ergebnissen der Zug- bzw. Druckversuche die entsprechenden Kennwerte der in diesem Stadium mit den Zug- bzw. Druckversuchen identischen

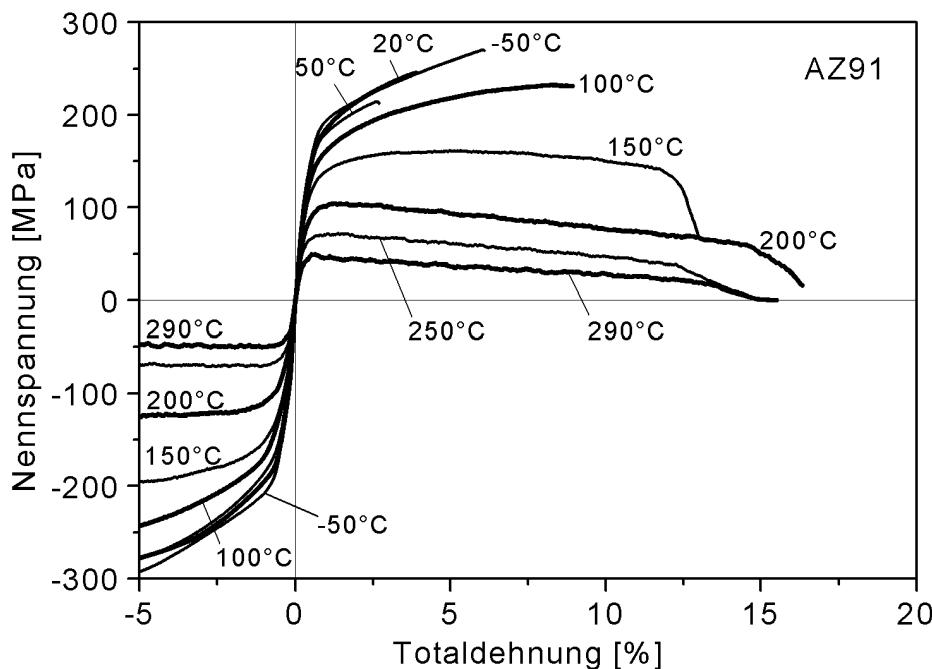


Abbildung 5.29: Nennspannung-Totaldeformation-Verläufe von AZ91 aus Zug- bzw. Druckversuchen, durchgeführt im Temperaturintervall von -50 bis 290°C .

Belastungsphasen der Relaxationsversuche. Bei den angegebenen Werten des Elastizitätsmoduls handelt es sich um die aus vier Einzelergebnissen gebildeten arithmetischen Mittelwerte. Neben den im Zug- und Druckversuch bestimmten Daten wurden die aus den (Zug- und Druck-) Belastungskurven der Relaxationsversuche gewonnenen Ergebnisse verwendet. Die entsprechenden Fehlerbalken geben den Streubereich der Standardabweichung an.

Die Kennwerte der quasistatischen Versuche an AZ31 sind in Abbildung 5.30 dargestellt. Für die 0,2%-Dehngrenze beobachtet man unter den vorliegenden Versuchsbedingungen im Bereich von -50 bis 290°C einen dreigeteilten Verlauf. Im Temperaturbereich von -50°C bis 50°C ist die Nennspannung mit $141 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$ praktisch konstant, und nimmt zwischen 50°C bis 150°C mit $-0,62 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$ zunächst stärker, und dann bis 290°C schwächer, mit $-0,33 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$, ab. Die 0,2%-Stauchgrenze zeigt einen ähnlichen Verlauf. Von -50°C erstreckt sich ein Bereich mit nahezu konstanten Spannungen ($|85 \text{ MPa}| \pm 2 \text{ MPa}$) bis auf 150°C . Mit dieser Temperatur fallen die Beträge der 0,2%-Stauch- und -Dehngrenze zusammen. Wie schon in Abbildung 5.28 zu erkennen war, bewirken steigende Temperaturen abnehmende Zugfestigkeit. Die Zugfestigkeitswerte fallen, ähnlich der 0,2%-Dehngrenze, im Temperaturintervall zwischen 50°C und 150°C am stärksten, und außerhalb des Intervalls weniger stark ab.

Unter den gegebenen Versuchsbedingungen sinkt der Elastizitätsmodul von AZ31 bei -50°C von $44,9 \text{ GPa}$ ausgehend, um ca. $-15 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$ auf $42,7 \text{ GPa}$ bei 100°C . Im Temperaturbereich von 100°C bis 290°C fällt der Elastizitätsmodul bei Temperaturanstieg mit ca. $-105 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$ deutlich stärker ab. Hierbei ist jedoch zu berücksichtigen, dass in diesem Bereich erhöhte Temperaturen der aus der Steigung des linearen Abschnitts der Anfangsbelastungskurve berechnete Elastizitätsmodul nicht das rein elastische Werkstoffverhalten wiederspiegelt,

sondern auch erhebliche Anteile der zeitabhängigen plastischen Dehnung beinhaltet.

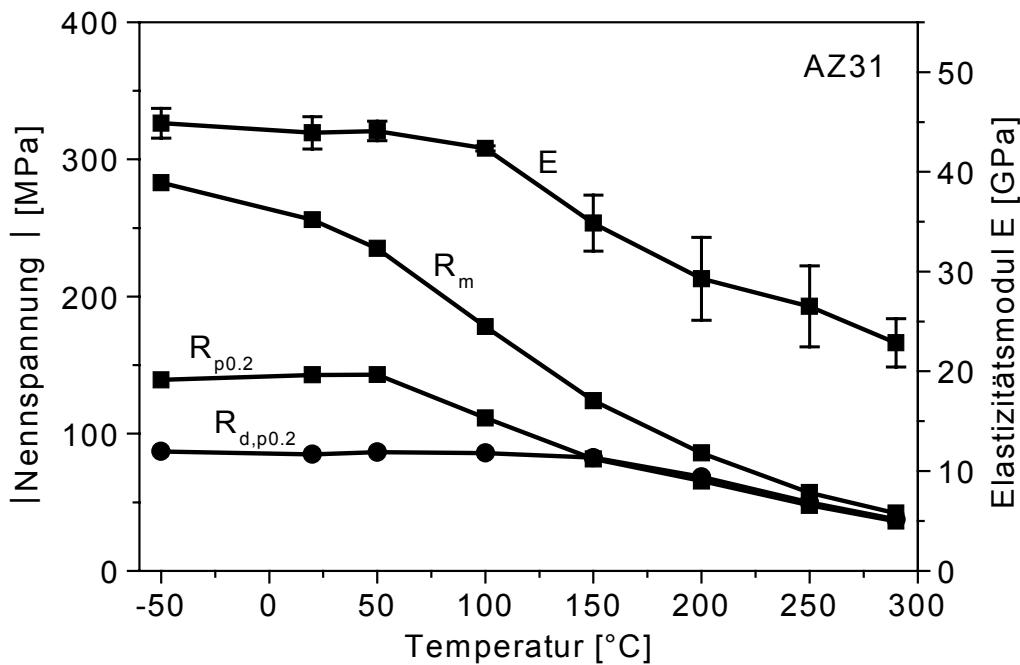


Abbildung 5.30: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit R_m , des Elastizitätsmoduls E und der 0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze von AZ31.

Die Kennwerte der quasistatischen Versuche an AZ91 sind in Abbildung 5.31 dargestellt. Die Werte der 0,2%-Dehn- und Stauchgrenze nehmen im Bereich von -50 bis 290°C einen durch zwei Gradenstücke darstellbaren Verlauf. Im Temperaturbereich von -50°C bis $+50^\circ\text{C}$ ist die 0,2%-Dehngrenze mit $153 \text{ MPa} \pm 3 \text{ MPa}$ praktisch konstant, und nimmt dann von 100°C bis 290°C kontinuierlich mit $-0,53 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ ab. Die 0,2%-Stauchgrenze zeigt generell einen

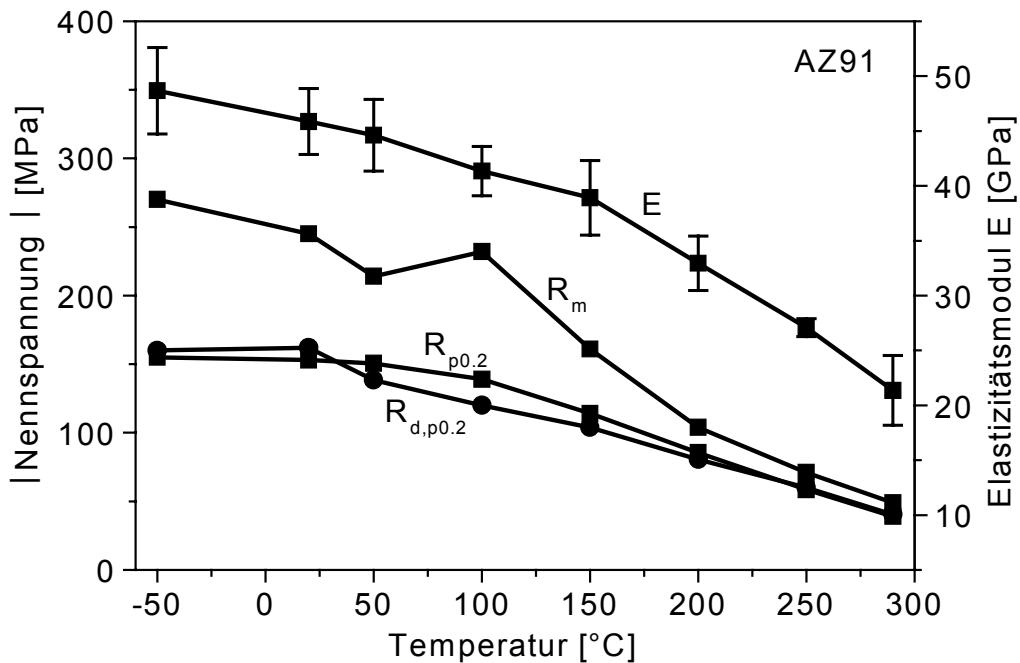


Abbildung 5.31: Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit R_m , des Elastizitätsmoduls E und der 0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenze von AZ91.

ähnlichen Verlauf. Nahezu konstante Spannungen ($|160 \text{ MPa}| \pm 2 \text{ MPa}$) beobachtet man für Prüftemperaturen von -50°C und $+20^\circ\text{C}$. Demgegenüber beobachtet man bei einer Temperatursteigerung von 20 auf 50°C eine Abnahme der 0,2%-Stauchgrenze um 24 MPa, so dass die 0,2%-Stauchgrenzen im Temperaturintervall von 50 bis 200°C unter den entsprechenden 0,2%-Dehngrenzen liegen. Im Bereich zwischen 150 und 290°C fällt die 0,2%-Stauchgrenze mit $-0,475 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ ab. Wie schon in Abbildung 5.29 zu erkennen war, bewirken steigende Temperaturen abnehmende Zugfestigkeit, wobei allerdings das inhomogene Gefüge der gegossenen Proben eine gewisse Streuung der Ergebnisse verursacht.

Unter den gegebenen Versuchsbedingungen sinkt der Elastizitätsmodul von AZ91 bei -50°C von 48,5 GPa ausgehend, um ca. $48 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ auf 38,9 GPa bei 150°C . Im Temperaturbereich von 150°C bis 290°C fällt der Elastizitätsmodul bei Temperaturanstieg mit ca. $123 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ deutlich stärker ab. Auch hier ist jedoch zu berücksichtigen, dass im Bereich erhöhter Temperaturen der aus der Steigung des linearen Abschnitts der Anfangsbelastungskurve berechnete Elastizitätsmodul erhebliche Anteile der zeitabhängigen plastischen Dehnung beinhaltet.

Im Vergleich zu den bei Zugversuchen üblichen Proportionalstäben ist die Messstrecke der hier verwendeten Proben mit 10 mm Länge, bei 7 mm Durchmesser, relativ kurz. Aufgrund des daraus resultierenden, hohen Anteils der Einschnürdehnung liegen die hier angegebenen Bruchdehnungen über den Bruchdehnungswerten, die mit den üblichen Proportionalstäben ermittelt worden wären.

In Abbildung 5.32 und 5.33 sind die an AZ31 und AZ91 im Zugversuch bestimmten Bruchdehnungs- und Brucheinschnürungswerte gezeigt. Obwohl es sich bei den dargestellten Datenpunkten um Einzelergebnisse mit einer gewissen Streubreite handelt, erkennt man mit steigender Temperatur einen Trend zu steigenden Bruchdehnungen und Brucheinschnürungen.

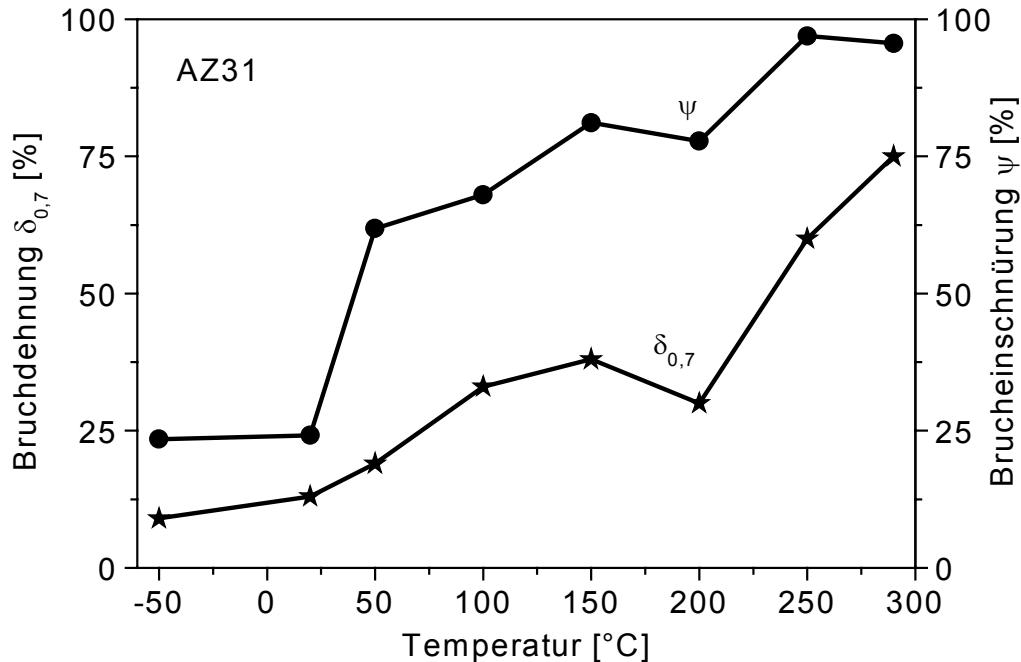


Abbildung 5.32: Bruchdehnung $\delta_{0,7}$ und Brucheinschnürung ψ von AZ31 in Abhängigkeit von der Temperatur.

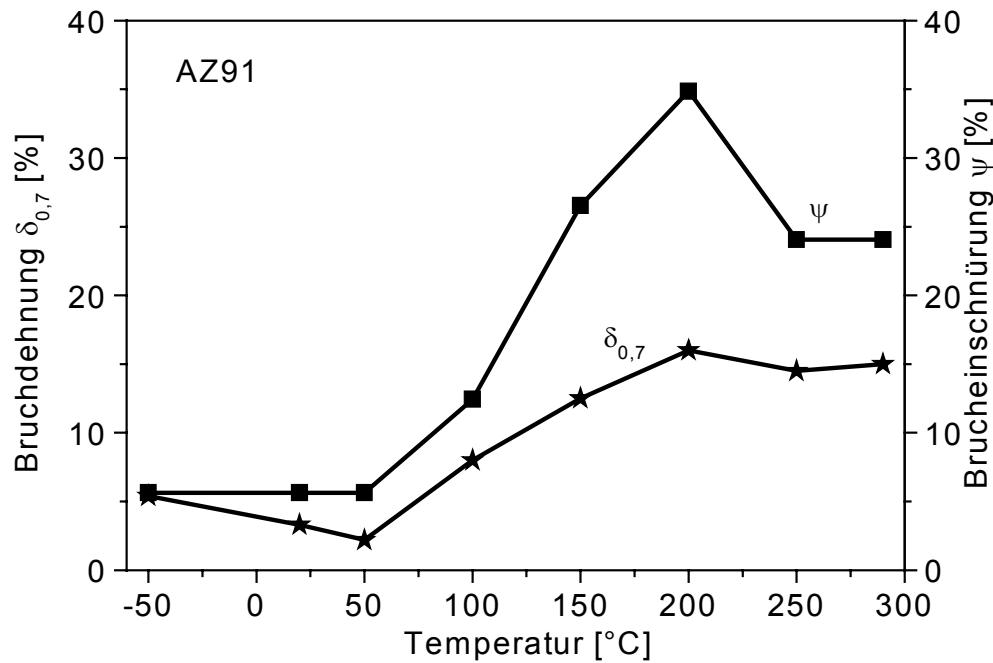


Abbildung 5.33: Bruchdehnung $\delta_{0,7}$ und Brucheinschnürung ψ von AZ91 in Abhängigkeit von der Temperatur.

Die an AZ31 gemessenen Bruchdehnungen bewegen sich in einem Bereich zwischen 9 und 75%, die Brucheinschnürungen liegen zwischen 23 und 95%. Für AZ91 betragen die entsprechenden Werte nur etwa ein Viertel.

5.3 Relaxationsversuche

Zur Bestimmung des Relaxationsverhaltens wurden Proben aus AZ31 und AZ91 zunächst auf einen Totaldehnungsbetrag von $|0,6\%$ belastet. Hierbei wurde die Probengeometrie und die Verformungsgeschwindigkeit ($|\dot{\varepsilon}| = 1,25 * 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) analog zu den thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen gewählt. Innerhalb der darauffolgenden Relaxationszeit von 60 Minuten wurde die Totaldehnung konstant gehalten und die Nennspannung aufgezeichnet.

Die in Abbildung 5.34 über der Temperatur dargestellten Beträge der Anfangsnennspannungen zeigen bei Totaldehnungen von $0,6\%$ bzw. $-0,6\%$ eine mit den oben dargestellten $0,2\%$ -Dehn- und Stauchgrenzen (Abbildung 5.30 und 5.31) vergleichbare Charakteristik. Bis zu einer Temperatur von 150°C weist AZ31 eine deutlich ausgeprägte Verformungsasymmetrie auf. Unter Zugbeanspruchung fallen die Nennspannungen, nach Durchlaufen eines konstanten Bereichs von -50°C bis 50°C , von 145 MPa auf 83 MPa bei 150°C . Demgegenüber beobachtet man unter Druckbeanspruchung zwischen -50°C und 150°C nahezu konstante Nennspannungen von $-83 \text{ MPa} \pm 1 \text{ MPa}$. Für Temperaturen von 150 bis 290°C sinken die Beträge der Nennspannungen von AZ31 für beide Beanspruchungsrichtungen um etwa $-0,34 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ auf 36 MPa . Bei -50°C und 20°C wurden an AZ91 Anfangsnennspannungen von $164 \pm 1 \text{ MPa}$ bestimmt, wobei sich keine Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung zeigte. Auffällig ist der zwischen 20 und 50°C einsetzende Spannungsabfall, der bei Druckbeanspruchung deutlich stärker ausgeprägt ist. Im

Temperaturbereich von 100°C bis 290°C nehmen die Anfangsnennspannungen bei Zugbeanspruchung um $-0,59 \text{ MPa}/\text{°C}$, unter Druckbeanspruchung um $-0,51 \text{ MPa}/\text{°C}$, ab.

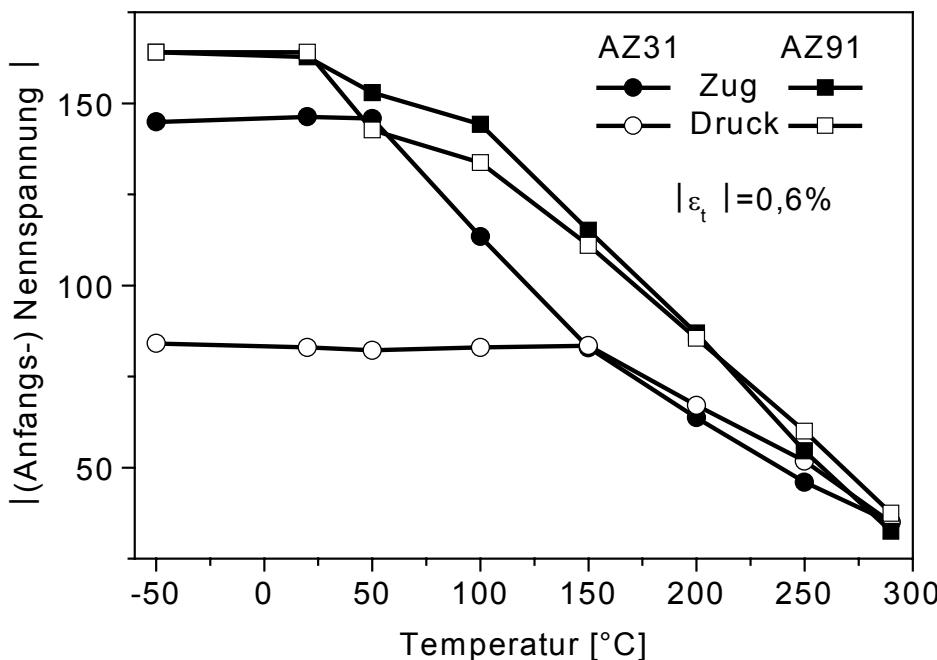


Abbildung 5.34: Temperaturabhängigkeit der Nennspannungsbeträge zu Beginn der Relaxationsversuche.

In Abbildung 5.35 ist der Verlauf der Nennspannungen von AZ31 in Abhängigkeit der Versuchstemperatur über der logarithmisch geteilten Zeitachse dargestellt. Im Temperaturbereich von 150 bis 290°C nehmen die Spannung-Zeit-Verläufe der bei gleicher Temperatur mit Druck- bzw. Zugbeanspruchung durchgeführten Versuche eine nahezu spiegelsymmetrische Lage zur Spannungsnulllinie ein. Auch die jeweils bei -50 bzw. 20°C gemessenen Nennspannungen sind einander ähnlich. Unter Berücksichtigung der durch unterschiedliche Anfangsspannungen verursachten Offsets nehmen auch diese Verläufe ungefähr spiegelsymmetrische Positionen zueinander ein. Demgegenüber unterscheidet sich die Form der mit 50 bzw. 100°C Versuchstemperatur bestimmtem Spannungsverläufe im Druck- bzw. Zugbereich deutlich. Die Spannungsrelaxation beträgt für AZ31 bei -50°C Versuchstemperatur, unabhängig von der Richtung der vorangegangenen Deformation, und trotz deutlich verschiedener Anfangsspannungsbeträge, innerhalb einer Stunde ca. 5%. Mit zunehmender Temperatur beobachtet man einen stärkeren Spannungsrückgang. Während sich bei 150°C Versuchstemperatur innerhalb einer Stunde ein Spannungsabfall von 50% vollzieht, bewirken 15 Minuten Relaxationszeit bei 290°C einen nahezu vollständigen Spannungsabbau.

Die Nennspannungsverläufe der an AZ91 durchgeführten Relaxationsversuche sind in Abbildung 5.36 in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur über der logarithmisch geteilten Zeitachse dargestellt. Innerhalb einer Stunde relaxieren die Anfangsspannungen bei -50°C Versuchstemperatur unter Druckbeanspruchung um 6,8%, bzw. um 8,2% bei Zugbeanspruchung. Zunehmende Temperaturen bewirken auch bei AZ91 einen stärkeren

Rückgang der Anfangsspannungen. Bei 150°C Versuchstemperatur vollzieht sich innerhalb einer Stunde ein Spannungsabfall von ca. 50%, nach 15 Minuten Relaxationszeit sind bei 290°C noch 10% der Anfangsspannungen vorhanden. Die Nennspannung-Zeit-Verläufe der an AZ91 bei gleichen Temperaturen unter Zug- bzw. Druckbeanspruchung durchgeführten Relaxationsversuche liegen nahezu spiegelsymmetrisch zur Spannungsnulllinie.

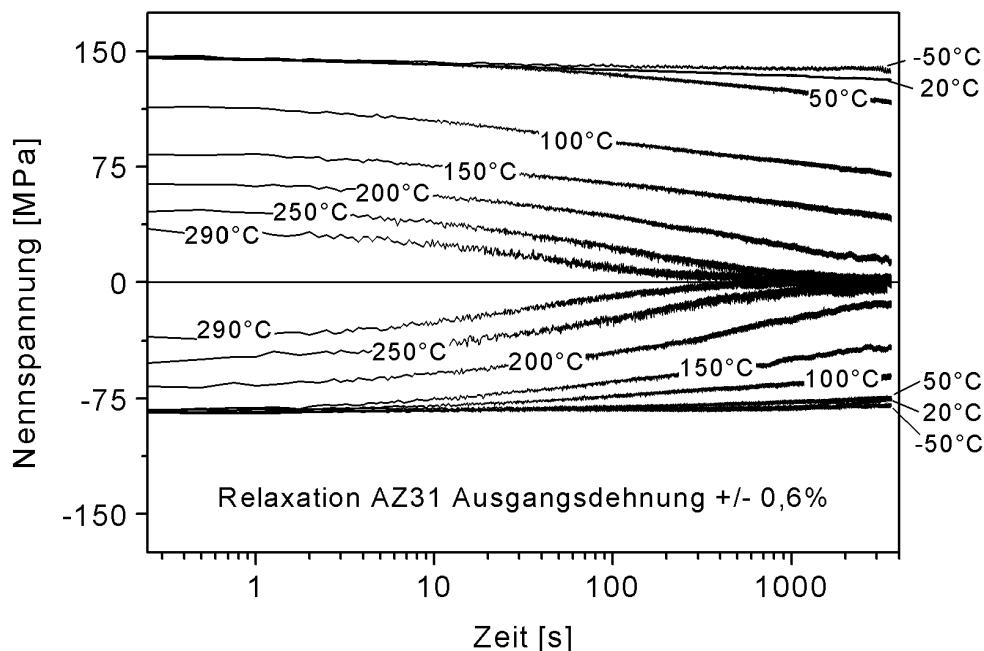


Abbildung 5.35: Nennspannungsrelaxation von AZ31 bei 0,6% positiver bzw. negativer Anfangsdeformation.

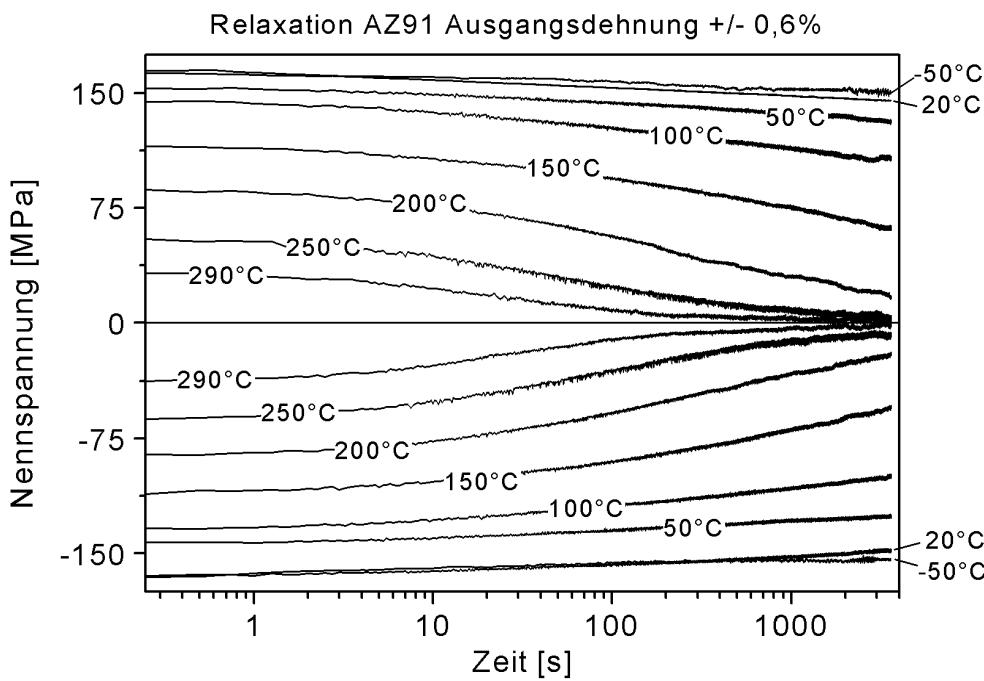


Abbildung 5.36: Nennspannungsrelaxation von AZ91 bei 0,6% positiver bzw. negativer Anfangsdeformation.

5.4 Analyse der Schädigungsentwicklung

5.4.1 Metallographische Gefügeuntersuchungen

Die Ergebnisse der metallographischen Gefügeuntersuchungen zur Schädigungsentwicklung sind gemeinsam mit anderen relevanten Befunden in der Diskussion der Schädigungsentwicklung dargestellt.

5.4.2 Rissbildung und Rissausbreitung

Im Folgenden werden durch Sekundärelektronenkontrast erzeugte, rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Bruch- und Mantelflächen unter thermisch-mechanischer Ermüdung gebrochener Proben gezeigt. Die Richtungsangaben in den Aufnahmen der AZ31-Proben beziehen sich auf die ursprüngliche Probenlage im gewalzten Ausgangsmaterial (WR für Walzrichtung, NR für (Blech-) Normalenrichtung und QR für Querrichtung), wie Abbildung 5.37 verdeutlicht.

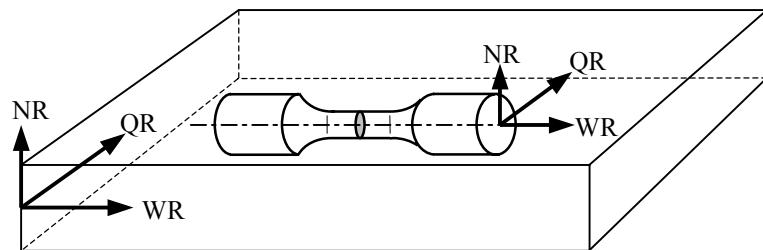


Abbildung 5.37: Lage des Probenkoordinatensystems (WR = Walzrichtung, NR = (Blech-) Normalenrichtung, QR = Querrichtung).

Bei den in einigen Bildern erkennbaren Verschmutzungen der Probenmantelflächen handelt es sich um Rückstände einer Wärmeleitpaste, die während der Ermüdungsversuche zur thermischen Kopplung der Thermoelemente mit der Probenoberfläche diente.

5.4.2.1 Rissbefunde an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)

Für AZ31 beobachtet man neben der Richtungsabhängigkeit von Rissbildung und Rissausbreitung von der Beanspruchungsrichtung auch eine Abhängigkeit hinsichtlich der Probenlage im gewalzten Ausgangsmaterial. Bei Ermüdung mit einer Untertemperatur von -50°C und 125°C Obertemperatur verlaufen Bruchflächen und Risse praktisch ausschließlich quer zur Probenlängsachse. Die nahezu parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Bereiche der Probenmantelflächen weisen mehrere längere Risse auf, die im wesentlichen parallel zu den Riefen der Drehbearbeitung verlaufen, wie in Abbildung 5.38 (oben links) zu erkennen ist. In Richtung der Probenlängsachse konzentrieren sich diese Risse auf bestimmte Probenabschnitte. Durch Koaleszenz der Rissfronten eines solchen „Rissclusters“ auf ihrem Weg in Richtung Probenzentrum ist eine terrassenförmige Struktur der Bruchfläche entstanden. Demgegenüber weisen die eher quer zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Abschnitte der Mantelflächen nur relativ kurze Risse auf, sodass die Bruchfläche dort lediglich schwach zerklüftet ist. Diese vorwiegend quer zur Probenlängsachse verlaufenden Risse sind weniger streng an die Drehriefen gebunden, und sie konzentrieren sich in unter ca. 45° zur Probenlängsachse geneigten Bändern (siehe Abb. 5.38, rechts oben).

Auch bei höheren Obertemperaturen liegen die Anrissorte bevorzugt in den parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Bereichen der Probenmantelflächen. Ein Beispiel solcher Anrisse ist in Abbildung 5.38 (links mittig), mit der Bruchfläche einer bei 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe gezeigt. Man erkennt rechts und links eines typischen „penny-shaped“-Anrisses weitere Anrissflächen, die sich im Verlauf der Ermüdung zu einer

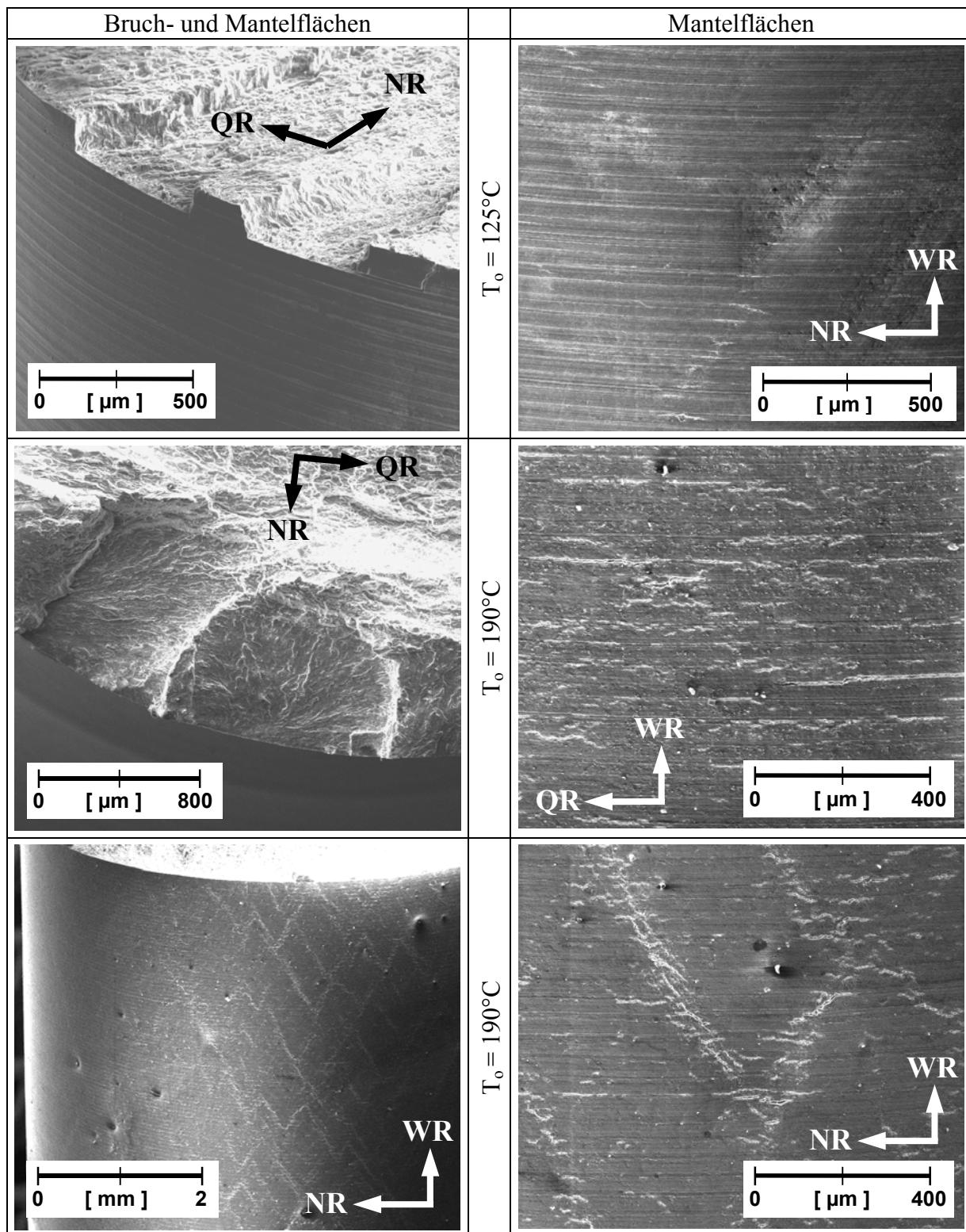


Abbildung 5.38: AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 125^{\circ}\text{C}$ bzw. 190°C)
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

Bruchfläche vereinigt haben. Die Zerkleifung der Bruchflächen nimmt in diesen Bereichen mit steigender Obertemperatur zu, da sich die Abmessungen der oben erwähnten „Risscluster“, und somit auch die Abstände zwischen den sich bevorzugt ausbreitenden Rissen, erhöhen. Neben der Vergrößerung der „Risscluster“ ist auf den parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Abschnitten der Probenmantelflächen mit zunehmender Obertemperatur ein Anstieg der Rissdichte sowie eine weniger strenge Koppelung zwischen den sich bildenden Rissen und den Riefen der Drehbehandlung zu beobachten, wie Abbildung 5.38 (rechts mittig), zeigt. Die Ausprägung der bei 125°C Obertemperatur andeutungsweise erkennbaren Rissbänder, die in den normal zur ursprünglichen Blechoberfläche liegenden Abschnitten der Probenmantelflächen zu finden sind, nimmt mit steigender Obertemperatur ebenfalls zu. Proben, die mit Obertemperaturen über 125°C thermisch-mechanisch ermüdet wurden, weisen Rissbänder auf, die das Probenvolumen unter einem zur Probenlängsachse gemessenen Winkel von ca. 30° nicht in einer Ebene durchlaufen. Der typische Verlauf ist vielmehr sägezahnartig gefaltet, wie die Übersichtsaufnahme des Probenmantels einer mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe (Abb. 5.38, unten links) zeigt. Innerhalb der Rissbänder lässt der Zusammenhang zwischen Drehriefen und Rissbildung mit steigender Obertemperatur nach, und ist bei 190°C praktisch nicht mehr erkennbar (Abb. 5.38, unten rechts). Neben vereinzelten, quer zur Probenlängsachse verlaufenden Rissen findet man parallel zu den Rissbändern verlaufende sowie unter ca. 45° zur Probenlängsachse geneigte Risse. Im Faltungsbereich der Rissbänder sind überdurchschnittlich weit geöffnete Risse zu erkennen.

5.4.2.2 Rissbefunde an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)

Wie nach thermisch-mechanischer Ermüdung mit -50°C Untertemperatur, beobachtet man für AZ31 auch bei entsprechender Ermüdungsbeanspruchung mit 100°C höherer Untertemperatur eine Abhängigkeit der Rissbildung und Rissausbreitung hinsichtlich der Probenlage im gewalzten Ausgangsmaterial. Bei 50°C Untertemperatur und Obertemperaturen von 200 bis 225°C verlaufen die Bruchflächen und Risse praktisch ausschließlich quer zur Probenlängsachse. Bei diesen Temperaturen weist der Probenmantel nur wenige, stets aus Drehriefen hervorgegangene Risse auf, die sich oft über einen Umfangswinkel von mehr als 90° erstrecken, wie Abbildung 5.39 (oben rechts) für eine mit 225°C Obertemperatur ermüdete Probe zeigt. Die in Abbildung 5.39 (links mittig bzw. oben) dargestellte Bruchfläche dieser Probe sowie die dazugehörige Detailansicht lassen erkennen, dass die überwiegende Zahl der Anrissorte in den parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Bereichen der Probenmantelfläche liegt. Man erkennt weiterhin, dass in Normalenrichtung voranschreitende Fronten benachbarter Risse oft schon nach geringem Rissfortschritt in ein gemeinsames Ligament münden, und somit relativ ebene Bruchflächen entstehen.

Steigende Obertemperaturen führen zu raueren Bruchflächen, die bei 250°C Obertemperatur unregelmäßig geformt sind, und für 275 bzw. 290°C Obertemperatur eine dachförmige Struktur annehmen. Die „Giebel“ der Bruchflächen weisen stets in Querrichtung, wie das in Abbildung 5.39 (links unten) dargestellte Beispiel einer mit 290°C Obertemperatur ermüdeten

AZ31-Probe erkennen lässt. Die aus der Querrichtung aufgenommene Mantelfläche dieser Probe (Abb. 5.39, rechts unten) weist, wie auch die mit 250 bzw. 275°C Obertemperatur ermüdeten Proben, unter einem Winkel von ca. 30° zur Probenlängsachse geneigte Verformungslinien und Risse auf. Wie bei den entsprechenden mit -50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen durchlaufen diese Risse das Proben-

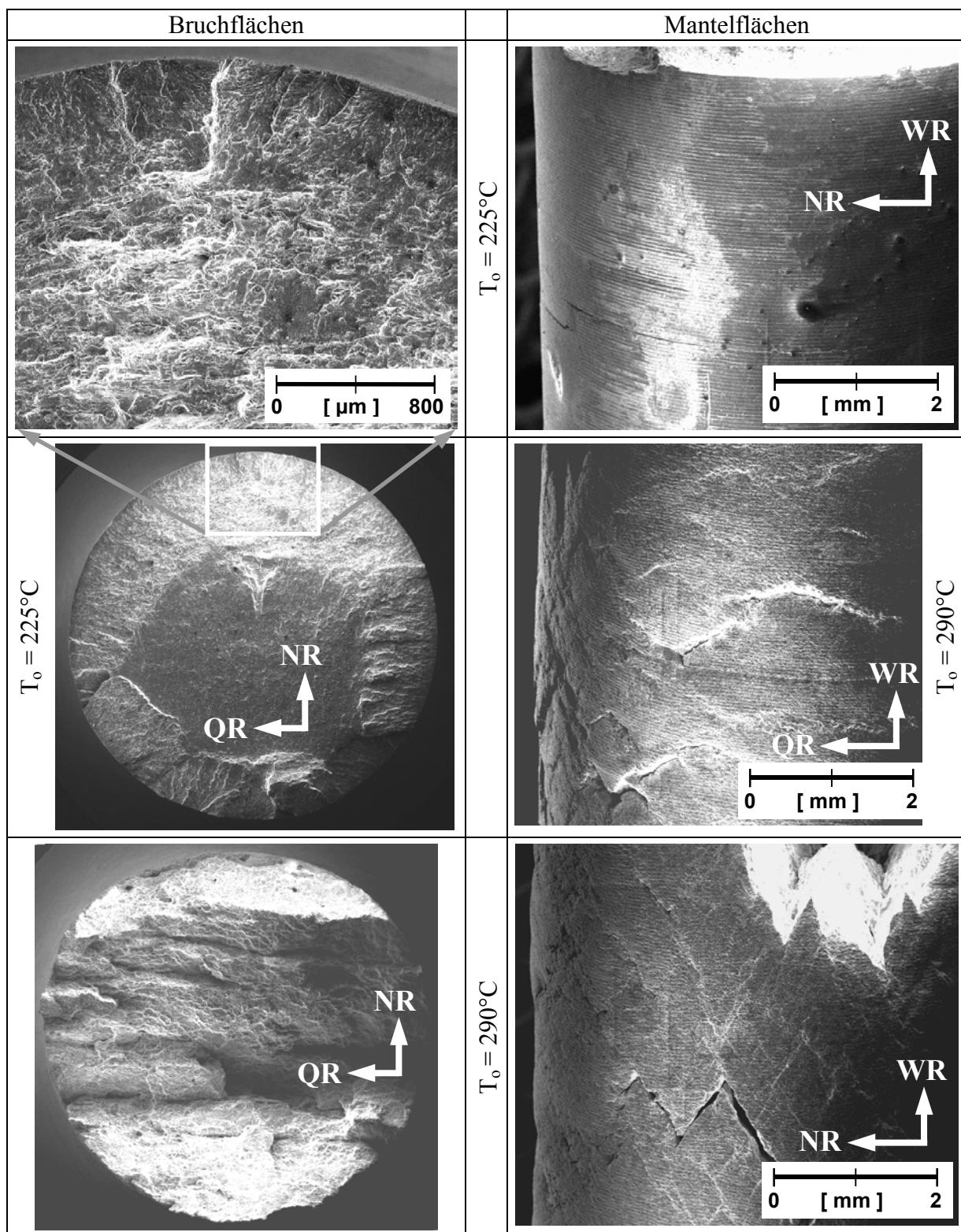


Abbildung 5.39: AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 225^\circ\text{C}$ bzw. 290°C)
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

volumen auch bei Ermüdung mit 100°C höherer Untertemperatur nicht in einer Ebene, der typische Verlauf ist ebenfalls sägezahnartig gefaltet. Im Vergleich zu den mit -50°C Untertemperatur thermisch-mechanisch ermüdeten Proben ergeben sich schmalere Verformungslinien, und der überwiegende Teil der Risse verläuft innerhalb dieser Linien. Nach Koaleszenz der Risse bilden sich Bruchflächen mit der bereits erwähnten dach- oder sägezahnartigen Struktur, wobei auch der Flankenwinkel von ca. 30° zwischen Probenlängsachse und Bruchflächen erhalten bleibt. Die vorwiegend parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Abschnitte der Probenmantelflächen lassen nach thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur keine unter 30° zur Probenlängsachse geneigten Risse erkennen. Diese Flächen sind zwar nach Ermüdung im Obertemperaturbereich zwischen 250 und 290°C von bogenförmigen Rissen durchzogen, der an der Oberfläche sichtbare Rissverlauf gibt allerdings lediglich die Durchdringungslinie zwischen der zylindrischen Mantelfläche und dem zur Probenlängsachse geneigten Ligament des Risses wieder, wie das in Abbildung 5.39 (rechts mittig) gezeigte Beispiel einer mit 290°C Obertemperatur ermüdeten Probe belegt.

5.4.2.3 Rissbefunde an AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)

Die den gegossenen AZ91-Proben aufgeprägten thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchungen führen stets zu quer zur Probenlängsachse verlaufenden Bruchflächen. Die wenigen Risse, die durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit -50°C Unter- und 125°C Obertemperatur hervorgerufen wurden, beginnen an Lunkern, die von der Oberfläche angeschnitten wurden bzw. die sich in unmittelbarer Oberflächennähe befinden. Ein Beispiel hierfür bildet die oben rechts in Abbildung 5.40 gezeigte Probenmantelfläche mit angrenzender Restbruchfläche. Auf der Bruchfläche erkennt man den durch einen Pfeil gekennzeichneten Lunker, welcher den Ausgang für einen Ermüdungsriss bildete. Nach Erreichen der Probenmantelfläche begünstigte eine Drehriefe die weitere Rissausbreitung, so dass der Riss ihrem Verlauf folgte. Die im Bild erkennbare, zerklüftete Bruchkante ist nur auf den Bereich des Restbruchs beschränkt. Wie oben links in Abbildung 5.40 zu erkennen ist, hat sich auch der Hauptriss für sein Wachstum in Breitenrichtung entlang einer Drehriefe ausgebreitet, und dadurch zu einer relativ ebenen Bruchfläche geführt. Mit steigender Temperaturschwingbreite nimmt die Rissdichte zu, so dass bei einer Obertemperatur von 150°C praktisch jeder von der Oberfläche angeschnittene Lunker den Ausgang für einen Ermüdungsriss bildet (siehe Abb. 5.40, rechts mittig). Bei den zahlreichen Rissen, die durch Ermüdung mit 190°C Obertemperatur entstanden sind, ist oftmals keine durch die Oberflächeneigenschaften der Proben bedingte Ursache für die Rissbildung sichtbar (Abb. 5.40, rechts unten). Die Rissausbreitung orientiert sich nicht mehr an den durch die Drehriefen gebildeten äußeren Kerben. Aufgrund der steigenden Anzahl der im Verlauf der Ermüdung zusammenwachsenden Risse stellen sich mit zunehmender Obertemperatur rauere Bruchflächen ein (siehe Abb. 5.40, links mittig bzw. unten).

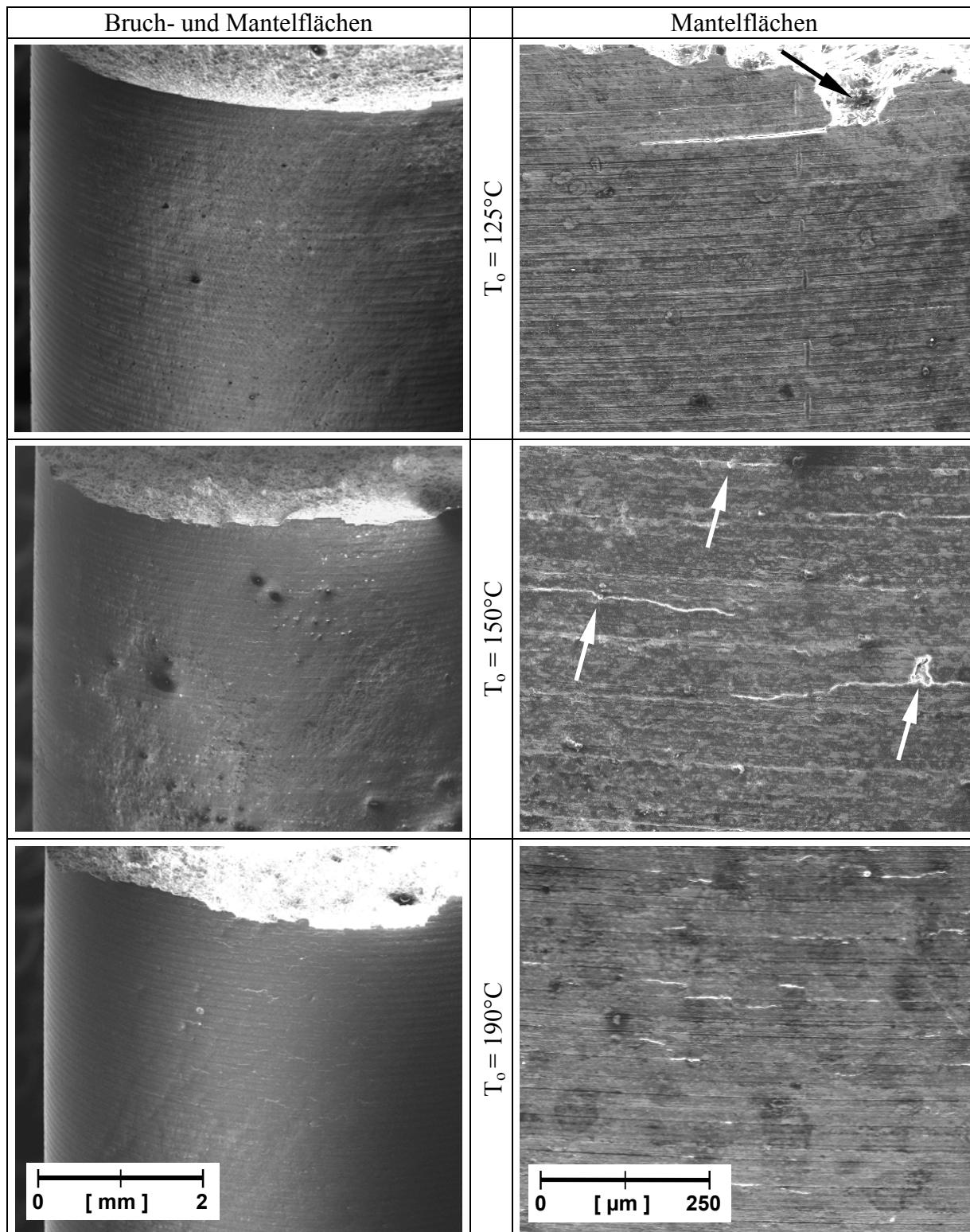


Abbildung 5.40: AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 125^\circ\text{C}$, 150°C bzw. 190°C).

5.4.2.4 Rissbefunde an AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)

Auch bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Untertemperatur von 50°C sind Lunker der bevorzugte Ausgangspunkt der Rissbildung. Allerdings sind in Oberflächennähe gelegene Anrißstellen mit ebenen, normal zur Krafrichtung orientierten Rissufern (siehe Abb. 5.41, oben links) schon bei einer Obertemperatur von 200°C relativ selten,

und bei höheren Obertemperaturen nicht mehr zu beobachten. Der überwiegende Anteil der Bruchflächen ist bereits nach Ermüdung mit 200°C Obertemperatur aufgrund der Vereinigung der von zahlreichen über den gesamten Probenquerschnitt verteilten und in verschiedenen Ebenen gelegenen Lunkern ausgehenden Risse relativ stark zerklüftet. Charakteristische Beispiele dieser Bruchflächenstruktur werden in Abbildung 5.41, links mittig bzw. links unten gezeigt. Die Rissdichte nimmt bis zu einer Obertemperatur von 250°C zu, und bleibt mit weiter steigender Obertemperatur praktisch unverändert, wie die rechts in Abbildung 5.41

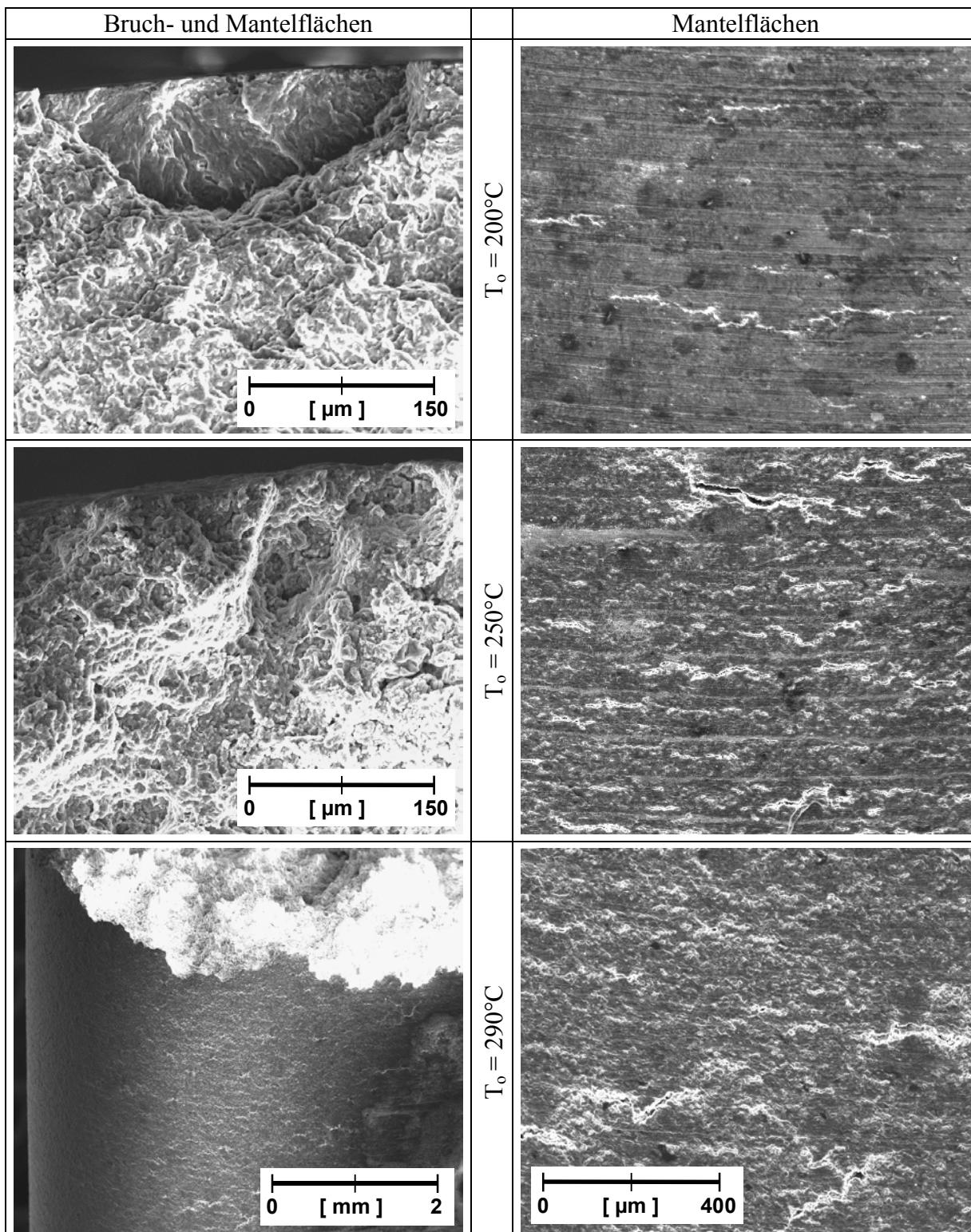


Abbildung 5.41: AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 200^\circ\text{C}$, 250°C bzw. 290°C).

gezeigten Probenmantelflächen mit typischen Rissanordnungen erkennen lassen. Trotzdem weist die mit 290°C Obertemperatur ermüdete Probe den höchsten Anteil von etwa um 45° zur Kraftrichtung geneigten Rissen auf.

5.4.3 Texturentwicklung

Zur Charakterisierung der Auswirkung thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung auf den Texturzustand von AZ31- und AZ91-Proben wurden Poldichteverteilungen der Gitterebenen vom Typ {0002}, {11̄20} und {11̄22} nach dem Röntgenbeugungsverfahren ermittelt. Der Distanzwinkelbereich der nachfolgend gezeigten Poldichteverteilungen erstreckt sich über $-70^\circ \leq \psi \leq 70^\circ$.

5.4.3.1 Textur von AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)

Für die Texturmessungen wurden metallographisch präparierte Längs- und Querschnittsfächen von AZ31-Proben vermessen, die zuvor, von einer einheitlichen Untertemperatur von -50°C ausgehend, bis zu einer Obertemperatur von $T_o = 100, 150, 175$ bzw. 190°C ermüdet worden waren. Die Längsschnittsfächen sind parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche des Ausgangsmaterials orientiert, und durchlaufen das Zentrum der Ermüdungsproben. Bei gebrochenen Proben wurde zwischen Querschnitts- und Bruchflächen ein Mindestabstand von 3 mm eingehalten.

Nach 100 Zyklen thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung ist in den Poldichteverteilungen der {0002}-, {11̄20}- und {11̄22}-Ebenen keine Änderung der Ausgangstextur erkennbar. Auch die in Abbildung 5.42 gezeigten Poldichteverteilungen der {0002}-Ebenen von bis zur Grenz- bzw. Bruchlastspielzahl beanspruchten Proben lassen für 100 und 150°C Obertemperatur keine grundlegende Änderung der im Ausgangszustand vorliegenden Basaltextur erkennen. Allerdings hat die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit 100 und 150°C Obertemperatur zu einer Verringerung der maximalen Poldichten der {0002}-Ebenen der längsgeschnittenen Proben um ca. 30% geführt, wie ein Vergleich mit dem Ausgangszustand (Abb. 3.3) zeigt. Mit einem Abfall der maximalen {0002}-Poldichten um ca. 55% weist die Poldichtevertteilung der mit 175°C Obertemperatur bis zum Bruch ermüdeten, längsgeschnittenen Probe die stärkste Abnahme, bezogen auf den Ausgangszustand, auf. Die schon am Ausgangszustand beobachte, leicht in Walzrichtung gestreckte Form des Basalpols bleibt jedoch auch hier erhalten. Im Gegensatz zu den mit Obertemperaturen bis zu 150°C ermüdeten Proben, bei denen im Verlauf der Ermüdung nur ein Abnehmen der Schärfe der Textur festgestellt werden konnte, ist bei 175°C Obertemperatur eine weitere Vorzugsorientierung der Basalebenen entstanden. Während die typische Poldichte im Zentrum der Poldichtevertteilung des Querschnitts im Ausgangszustand weniger als 0,8 beträgt, zeigt die mit 175°C Obertemperatur ermüdete Probe an dieser Stelle einen Basalpol mit einer maximalen Poldichte von 4,5. Die Abweichung der Ebenen des Polys von der Walzrichtung ist in Querrichtung stärker ausgeprägt als in (Blech-) Normalenrichtung. In der Poldichtevertteilung der {0002}-Ebenen der längsgeschnittenen, bis zum Bruch bei 190°C ermüdeten Probe ist eine weitgehend rotationssymmetrische Basaltextur erkennbar. Die maximale Poldichte ist hier im Vergleich zum Ausgangszustand

um ca. 35% abgesunken. Weiterhin fällt die geringere Inhomogenität der beiden für diese Obertemperatur aufgezeichneten Poldichteverteilungen (Abb. 5.42, unten) auf.

Die in Abbildung 5.43 gezeigten Poldichteverteilungen der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen lassen ebenfalls die mit steigenden Obertemperaturen abnehmende Inhomogenität erkennen. Für mit 100, 150 und 190°C Obertemperatur geprüfte Proben ist keine grundsätzliche Abweichung von der im Ausgangszustand vorliegenden Textur erkennbar. Bei einer Obertemperatur von 175°C löst die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung das in der $\{11\bar{2}0\}$ -Poldichtevertteilung des Querschnitts horizontal verlaufende Band mit im Ausgangszustand etwa einheitlich erhöhter Poldichte in drei Maxima auf, die quer zur Normalenrichtung und unter in Querrichtung gemessenen Distanzwinkeln von 0° bzw. von ± 60° liegen. Dahingegen sind in der entsprechenden Poldichtevertteilung des Längsschnitts zwei normal zur Walzrichtung orientierte Poldichtemaxima entstanden, die bei in Querrichtung gemessenen Distanzwinkeln von ± 30° liegen. Die Poldichtevertteilungen der längsgeschnitten, gebrochenen Proben lassen zuweilen geringe Symmetrieabweichungen um die Horizontalachse erkennen, die jedoch von durch die benachbarte Bruchfläche beeinflussten Gefügebereichen hervorgerufen werden.

In den Poldichtevertteilungen der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen der Längsschnittflächen (Abb. 5.44, links) bleibt der nahezu ringförmige Bereich erhöhter Poldichte des Ausgangszustands in unterschiedlich starker Ausprägung erhalten. Während thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit 100° Obertemperatur die im Ansatz schon im Ausgangszustand erkennbare Unterteilung in zwei nierenförmige Bereiche erhöhter Poldichte verstärkt, bewirkt eine Ermüdung mit 150°C Obertemperatur keine deutliche Veränderung. Demgegenüber findet man nach Ermüdung mit 190°C Obertemperatur im ringförmigen Bereich erhöhter Poldichte eine gleichförmigere Verteilung über den Azimutwinkel. Durch Ermüdung mit 175°C Obertemperatur zerfällt der Ring in vier Segmente, da die Poldichte bei normal zur Walzbzw. Querrichtung orientierten $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen bevorzugt abnimmt. Darüber hinaus verschieben sich die Flächenschwerpunkte der Ringsegmente auf einen mittleren Distanzwinkel von 50°. Mit Ausnahme der bei 175°C ermüdeten Probe entsprechen die mittleren Distanzwinkel der Poldichtemaxima der Probenlängsschnitte mit ca. 56° praktisch dem bei idealer Basalttextur zu erwartenden Winkel maximaler Poldichte von 58,36°. Die in Blechnormalenrichtung gemessenen Distanzwinkel der Maxima der $\{11\bar{2}2\}$ -Poldichtevertteilungen der Querschnittflächen (Abb. 5.44, rechts) bilden mit ca. 33° entsprechend der Orientierungsdifferenz von 90° zwischen Längs- und Querschnitt das Komplement zu den Poldichtemaxima des Längsschnitts. Auch dies gilt nicht für die mit 175°C Obertemperatur ermüdete Probe. Bei geringen Poldichteunterschieden zeigt die an der Querschnittfläche aufgenommene Poldichtevertteilung vier Maxima unter Distanzwinkeln von 58°.

An Längs- und Querschnitten gemessene, hier nicht gezeigte Poldichtevertteilungen einer kraftfrei mit 1000 Temperaturzyklen (der mittleren Bruchlastspielzahl vergleichbarer thermisch-mechanischer Ermüdungsversuche entsprechend) von –50 bis 190°C beaufschlagten AZ31-Probe lassen keine grundsätzliche Abweichung zur Textur des Ausgangszustands erkennen. Bei etwa gleichem Poldichtespektrum sind die Verteilungen der nur durch thermische Zyklen beanspruchten Probe jedoch deutlich inhomogener als die des Ausgangszustands.

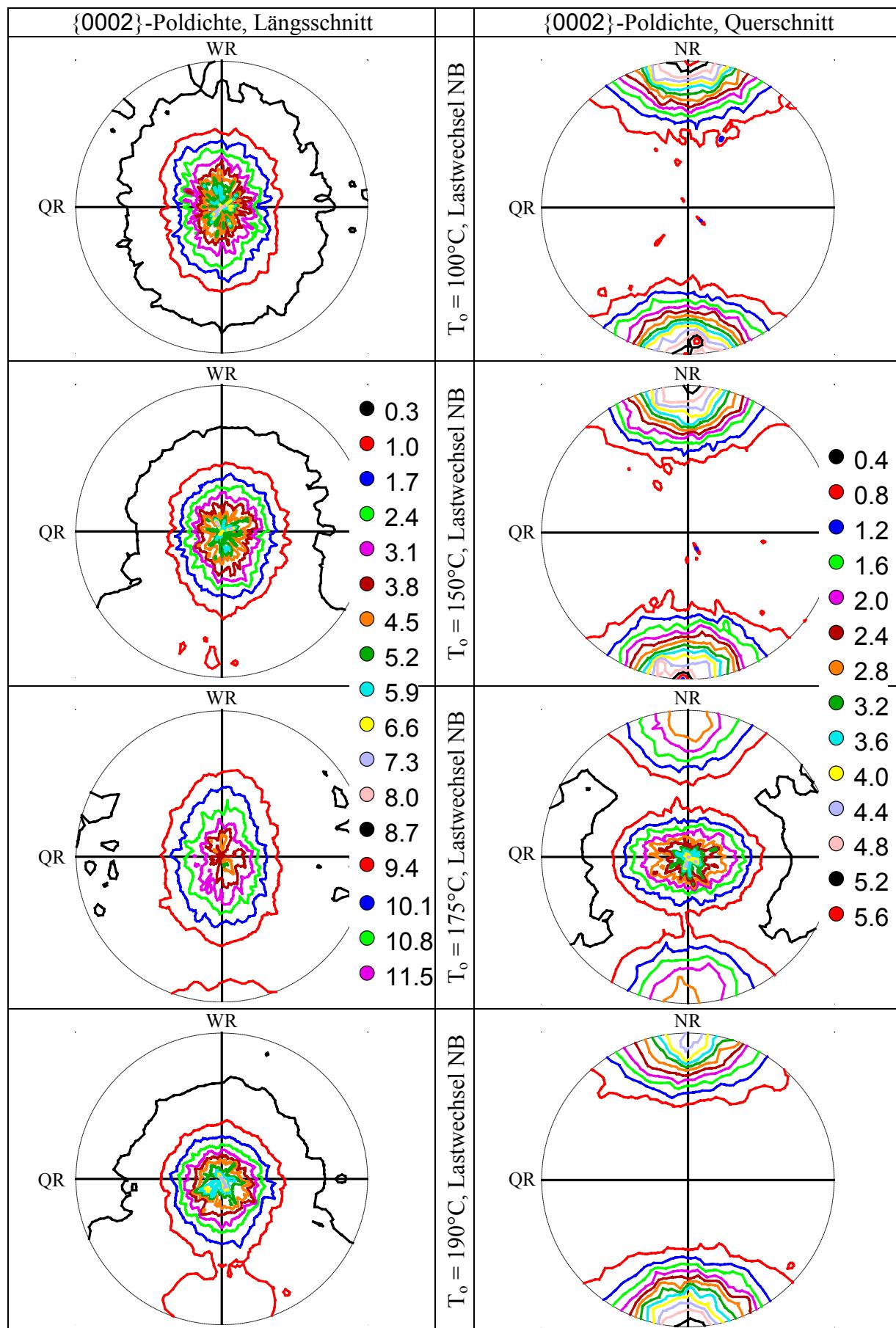
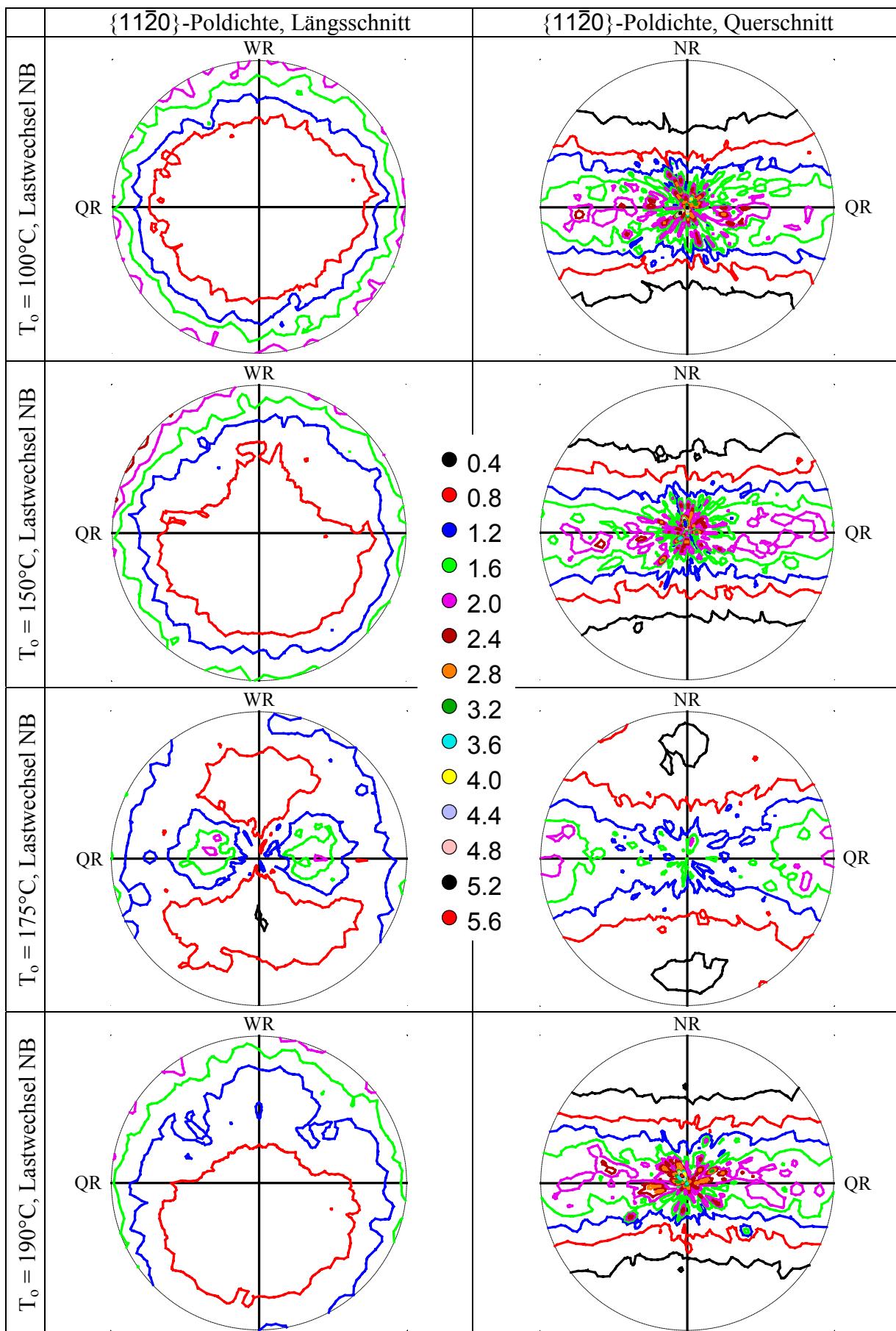


Abbildung 5.42: {0002}-Poldichteverteilungen, Azimutwinkel $\pm 70^\circ$.
 Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = -50$ und $T_o = 100, 150, 175$ bzw. 190°C .
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

Abbildung 5.43: $\{1120\}$ -Poldichteverteilungen Azimutwinkel $\pm 70^\circ$.Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = -50$ und $T_o = 100, 150, 175$ bzw. 190°C .

WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

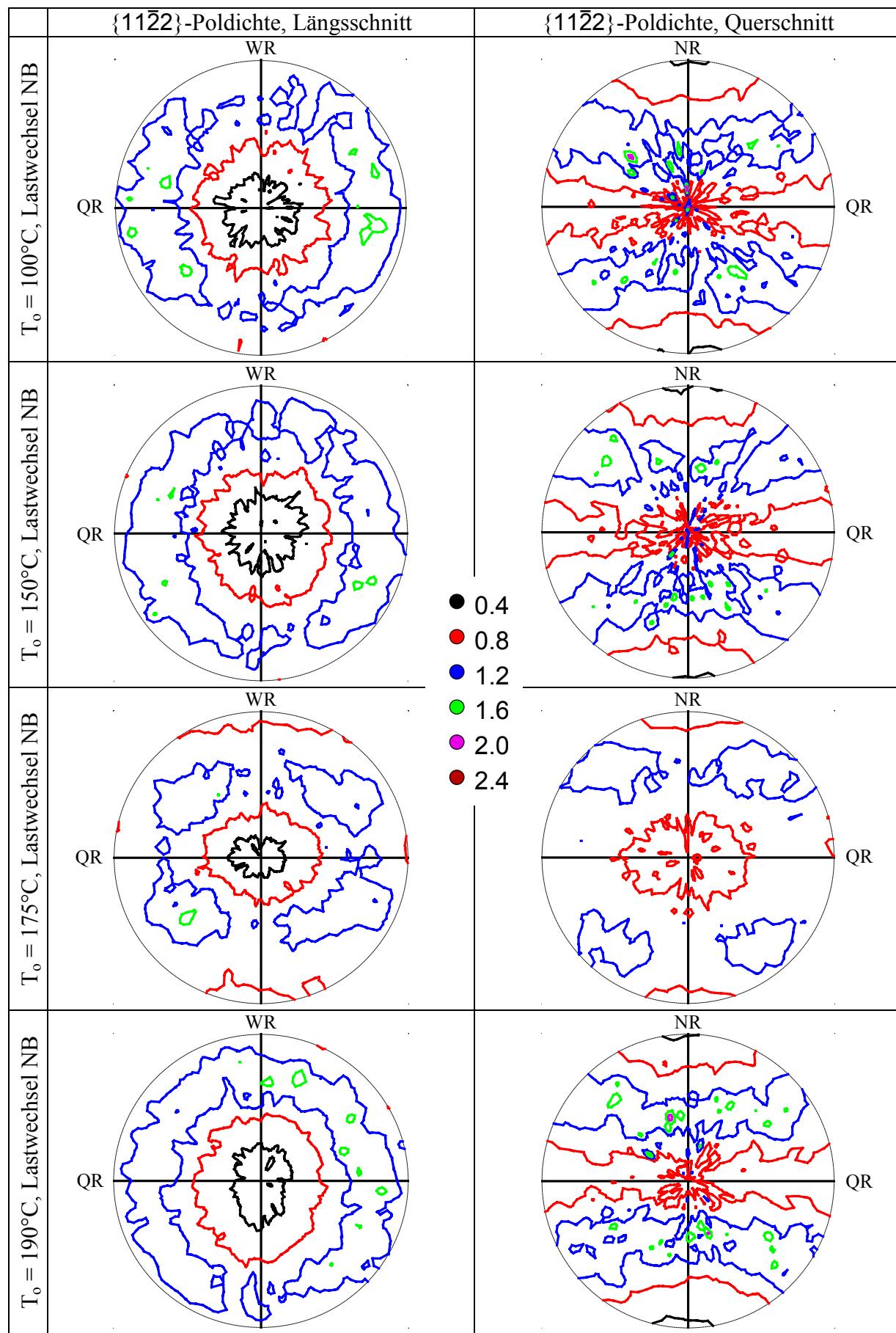


Abbildung 5.44: $\{11\bar{2}2\}$ -Poldichteverteilungen, Azimutwinkel $\pm 70^\circ$.
 Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = -50$ und $T_o = 100, 150, 175$ bzw. 190°C .
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

5.4.3.2 Textur von AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)

Im folgenden werden röntgenographisch ermittelte Poldichteveerteilungen der $\{0002\}$ -, $\{11\bar{2}0\}$ - und der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen von unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ31-Proben gezeigt. Ermüdet wurde bei einer einheitlichen Untertemperatur von 50°C , mit einer Obertemperatur von $T_o=200$, 250 und 290°C , bis zum Bruch der Proben. Ergänzend sind nochmals die entsprechenden Poldichteveerteilungen des Ausgangszustands dargestellt. Die Probenentnahme und -präparation erfolgte in der gleichen Weise, wie sie für die mit einer Untertemperatur von -50°C thermisch-mechanisch ermüdeten AZ31-Proben in Abschnitt 5.4.3.1. beschrieben ist.

Die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung bewirkt bei den gebrochenen Proben eine deutlich erkennbare Veränderung der im Ausgangszustand vorliegenden Basaltextur des gewalzten Blechs, wie die $\{0002\}$ -Poldichteveerteilungen der längsgeschnittenen Proben (siehe Abb. 5.45, links) zeigen. Die Schärfe der Textur, gemessen an der auf die maximale Poldichte des Ausgangszustands bezogen maximalen Poldichte, steigt mit zunehmender Obertemperatur über 30% bei 200°C und 43% bei 225°C^* auf 70% bei 250°C . Bei weiterem Ansteigen der Obertemperatur nimmt die Schärfe der Textur wieder ab. Sie liegt bei 275°C^* noch um 15% über, und bei 290° um 15% unter der maximalen Poldichte des Ausgangszustands. Darüber hinaus verändert sich die Abweichung der Basalebenen von der idealen Lage einer Basaltextur. Während die c-Achsen der hexagonalen Elementarzellen im Ausgangszustand überwiegend in Walzrichtung (und damit gleichzeitig in Richtung der Probenlängsachse) verkippt sind, ist nach der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung ein Rückgang der Fehlorientierung in Walzrichtung, und eine Zunahme in Querrichtung festzustellen. Die fehlende Vertikalsymmetrie der drei Poldichteveerteilungen der längsgeschnittenen, mit 290°C Obertemperatur beanspruchten Probe beruht auf einem präparationsbedingten Winkelversatz der Schliffebene zur Blechoberfläche des Ausgangsmaterials von etwa 11° um die Probenlängsachse.

Die rechts in Abbildung 5.45 dargestellten $\{0002\}$ -Poldichteveerteilungen quergeschnittener Proben zeigen ebenfalls die bis 250°C Obertemperatur zunehmende Schärfe der Basaltextur. Da der in den Poldichteveerteilungen dargestellte Bereich auf einen Distanzwinkel von $\pm 70^\circ$ beschränkt ist, sind in den Poldichteveerteilungen der quergeschnittenen Proben nur Ausläufer der in Blech-Normalenrichtung weisenden Poldichtemaxima der $\{0002\}$ -Ebenen sichtbar. Man erkennt jedoch, dass sich die Ausläufer der Poldichtemaxima der quergeschnittenen Proben mit 200 und 250°C Obertemperatur zunehmend in Blech-Normalenrichtung verschieben, und sich bei 290°C wieder etwas dem Ausgangszustand annähern. Weiterhin wird erkennbar, dass in diesem Temperaturbereich mit der Ermüdung eine Homogenisierung des Gefüges einhergeht, da die gebrochenen Proben im Gegensatz zum Ausgangszustand kaum lokale Abweichungen von der globalen Poldichteveerteilung aufweisen.

* Die entsprechenden Poldichteveerteilungen sind hier nicht gezeigt

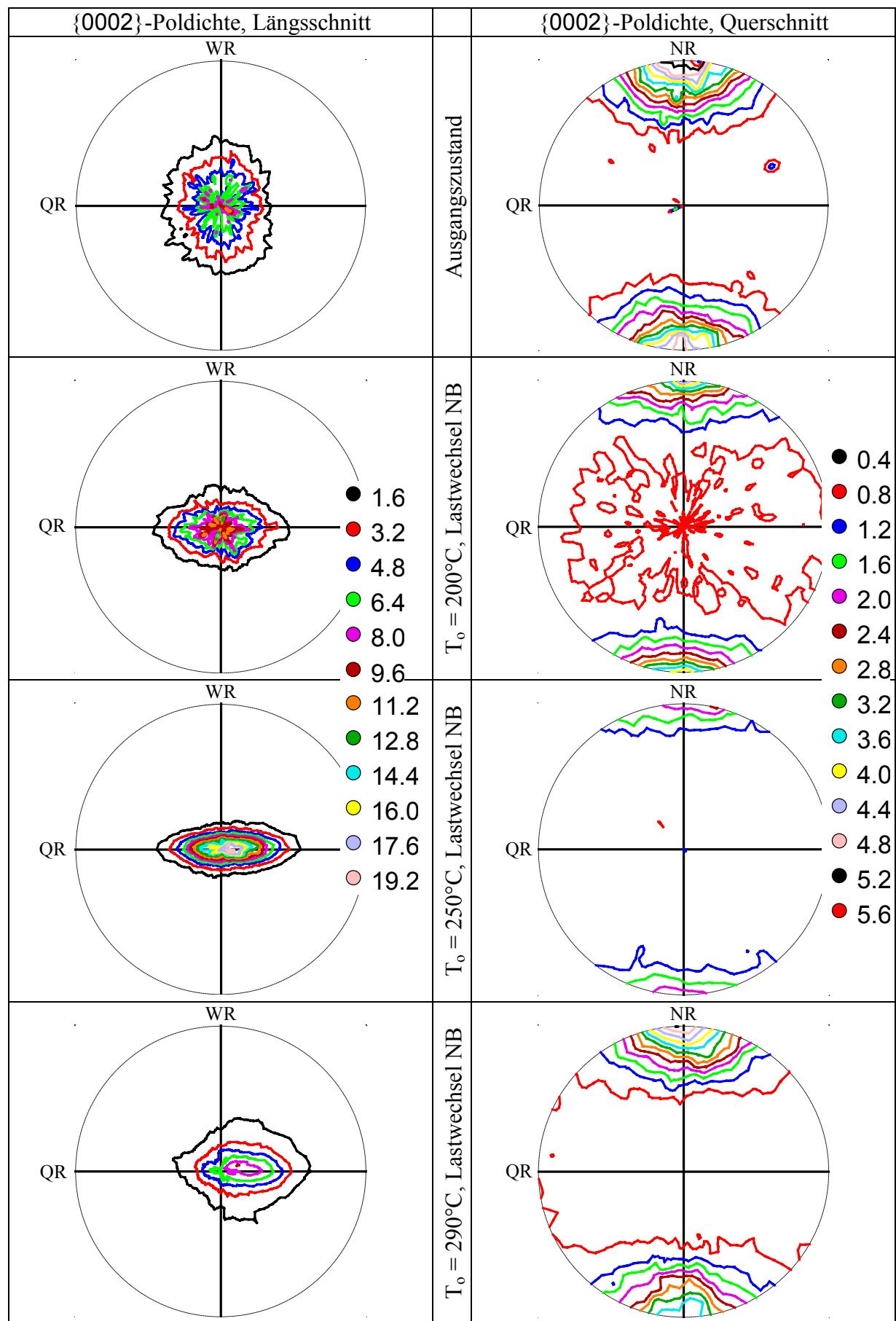


Abbildung 5.45: {0002}-Poldichteveilungen, Distanzwinkel $\pm 70^\circ$.
 Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = 50$ und $T_o = 200, 250$ bzw. 290°C .
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

Entsprechend der oben erwähnten Basaltextur ist die Poldichte der normal zu den Basalebenen orientierten $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen im Zentrum der Poldichteveerteilungen der längsgeschnittenen Proben sowohl im Ausgangszustand, als auch an den im Obertemperaturbereich von 200 bis 290°C ermüdeten, gebrochenen Proben (Abb. 5.46, links), minimal. Mit steigendem Distanzwinkel nimmt die Poldichte der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen der längsgeschnittenen Proben zu. Die globalen Maxima liegen jedoch außerhalb des in den Poldichteveerteilungen dargestellten Distanzwinkelbereichs von $\psi = \pm 70^\circ$. Dies belegen die an den Probenquerschnitten aufgenommenen Poldichteveerteilungen (Abb. 5.46, rechts), bei denen sich die maximalen Poldichten der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen im zentrumsnahen Bereich befinden. Während die $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen der längsgeschnittenen Probe des Ausgangszustands über den Umfang etwa gleichverteilt sind, spiegeln die entsprechenden Poldichteveerteilungen der gebrochenen Proben die in Querrichtung bevorzugte Verkippung der c-Achsen der hexagonalen Elementarzellen wieder. Bei höheren Distanzwinkeln beobachtet man in Querrichtung höhere Poldichten als in Walzrichtung, da die Ausläufer der in Walzrichtung liegenden, relativ scharfen Poldichtemaxima praktisch außerhalb des dargestellten Distanzwinkelbereichs liegen. Dagegen erscheinen Ausläufer der in Querrichtung gelegenen, stärker verschmierten Maxima in den Poldichteveerteilungen der längsgeschnittenen Proben. Neben der basaltexturbedingten Ausrichtung der aus $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen gebildeten, gleichseitigen Dreiecksprismensäulen quer zur Blechoberfläche des Ausgangsmaterials (und damit auch zur Probenlängsachse) existieren zwei Vorzugsorientierungen bezüglich der Querschnittflächen der Proben. Während sich ein Teil der Seitenflächen dieser Prismensäulen bei höheren Obertemperaturen bevorzugt parallel zu den Querschnittflächen der Proben ausrichtet, nimmt ein anderer Teil der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen eine um 30° in Querrichtung geneigte Lage zur Querschnittfläche ein. Besonders deutlich ist dies an den $\{11\bar{2}0\}$ -Poldichteveerteilungen der quergeschnittenen, mit 250 bzw. 290°C ermüdeten Proben erkennbar, die Maxima der Poldichte im Zentrum (Distanzwinkel $\psi=0^\circ$) und bei in Querrichtung gemessenen Distanzwinkeln von $\psi=\pm 30^\circ$ aufweisen.

In den Poldichteveerteilungen der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen der Längsschnittflächen (Abb. 5.47, links) geht der im Ausgangszustand nahezu ringförmige Bereich erhöhter Poldichte durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit Obertemperaturen von 200 bis 290°C bei gebrochenen Proben in nierenförmige Bereiche erhöhter Poldichte über. Mit einem mittleren Distanzwinkel von ca. 57° entsprechen die Poldichtemaxima praktisch dem bei idealer Basaltextur zu erwartenden Winkel maximaler Poldichte von $58,36^\circ$. Wie bei den bereits gezeigten Poldichteveerteilungen der anderen Ebenentypen, so ist auch hier bis zu einer Obertemperatur von 250°C ein Anstieg der Schärfe der Textur zu verzeichnen. Mit weiter zunehmender Obertemperatur schwächt sich die Textur jedoch wieder leicht ab. Die Lage der in den $\{11\bar{2}2\}$ -Poldichteveerteilungen der Querschnittflächen (Abb. 5.47, rechts) erkennbaren Maxima der Poldichten bilden mit in Blechnormalenrichtung gemessenen Distanzwinkeln von ca. 33° entsprechend der Orientierungsdifferenz von 90° zwischen Längs- und Querschnitt das Komplement zu den Maxima des Längsschnitts.

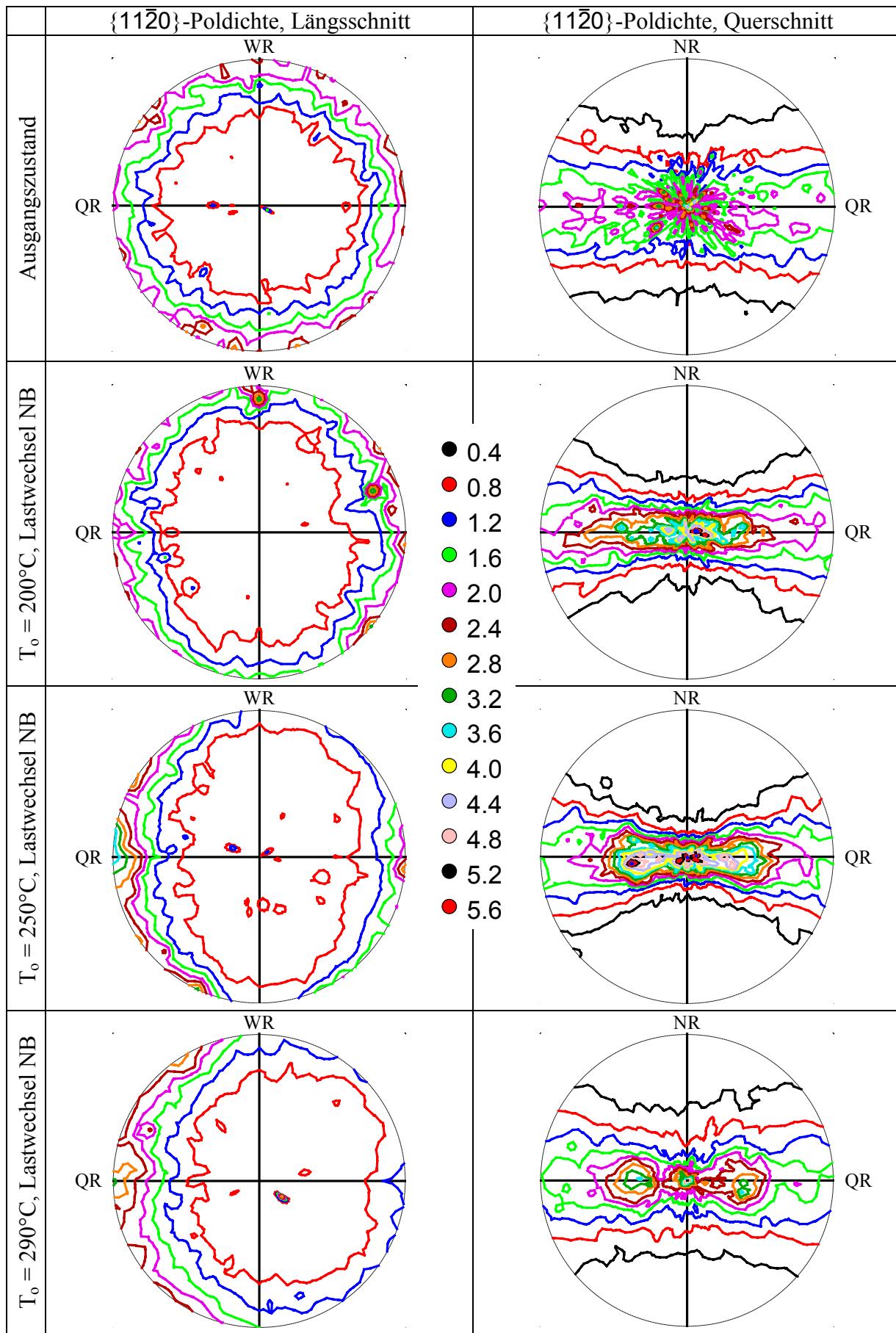


Abbildung 5.46: $\{11\bar{2}0\}$ -Poldichteverteilungen, Distanzwinkel $\pm 70^\circ$.
 Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = 50$ und $T_o = 200, 250$ bzw. 290°C .
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

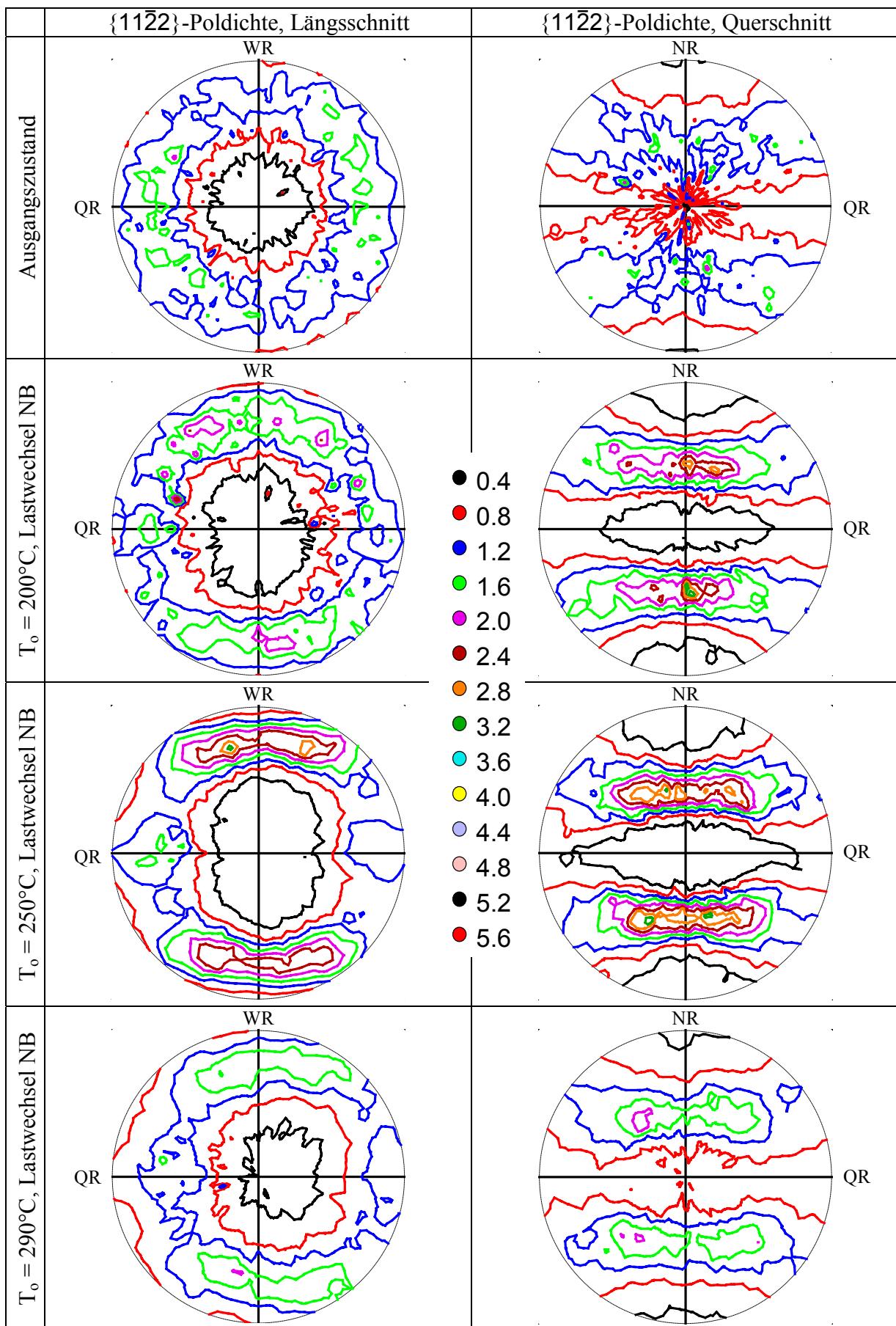


Abbildung 5.47: $\{11\bar{2}2\}$ -Poldichteverteilungen, Distanzwinkel $\pm 70^\circ$.
 Gebrochene AZ31-Proben, thermisch ermüdet mit $T_u = 50$ und $T_o = 200, 250$ bzw. 290°C .
 WR = Walzrichtung, NR = (Blech)-Normalenrichtung, QR = Querrichtung.

5.4.3.3 Textur von AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$)

In Abbildung 5.48 sind röntgenographisch ermittelte Poldichteveerteilungen der $\{0002\}$ -Ebenen von unter thermischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ91-Proben dargestellt. Ermüdet wurde bei einer einheitlichen Untertemperatur von -50°C bis zu einer Obertemperatur von $T_o=100, 150$ bzw. 190°C . Vermessen wurden die mindestens 3 mm von den Bruchflächen entfernten, metallographisch präparierten Querschnittsfächen. Ergänzend sind die entsprechenden Poldichteveerteilungen des Ausgangszustands sowie einer Probe gezeigt, die unter freier Ausdehnung mit 480 Temperaturzyklen von -50 bis 190°C beaufschlagt wurde. Die Zyklenzahl entsprach hierbei der mittleren Bruchlastspielzahl der in diesem Temperaturintervall ermüdeten AZ91-Proben. Man erkennt, dass die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung bei einer Untertemperatur von -50°C bis zur Bruchlastspielzahl nicht zur Entstehung einer deutlich ausgeprägten Textur geführt hat. Es ist jedoch eine unterschiedlich starke Inhomogenität der Poldichteveerteilungen zu beobachten. Die mit 100 bzw. 150°C Obertemperatur ermüdeten Proben weisen gleichförmigere Poldichteveerteilungen auf als der Ausgangszustand. Besonders gleichförmig ist jedoch die Poldichteveerteilung der mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe. Demgegenüber ist die Poldichteveerteilung der nur durch thermische Zyklen (ohne mechanische Belastung) bis 190°C Obertemperatur beanspruchten Probe etwas inhomogener als die des Ausgangszustands.

5.4.3.4 Textur von AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$)

In Abbildung 5.49 sind röntgenographisch ermittelte Poldichteveerteilungen der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen von unter thermischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ91-Proben gezeigt. Ermüdet wurde bei einer einheitlichen Untertemperatur von 50°C bis zu einer Obertemperatur von $T_o=200, 225, 250, 275$ bzw. 290°C . Vermessen wurden mindestens 3 mm von den Bruchflächen entfernte, metallographisch präparierte Querschnittsfächen. Ergänzend ist die entsprechende Poldichteveerteilung des Ausgangszustands gezeigt. Man erkennt, dass die Thermoschockbeanspruchung bei einer Obertemperatur von 200°C bis zur Bruchlastspielzahl nur eine geringe Veränderung der Textur des Ausgangszustands ergeben hat. Mit einer Obertemperatur von 225°C wird die Entstehung einer Textur deutlich erkennbar. Sie ist durch eine bevorzugte Ausrichtung der aus $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen gebildeten Prismensäulen quer zur Probenlängsachse gekennzeichnet, wobei eine der Seitenflächen der Prismensäulen parallel zur Querschnittsfäche der Probe orientiert ist. Bis zu einer Obertemperatur von 275°C nimmt die Schärfe der Textur mit steigender Temperaturschwingbreite zu, dann steigt sie jedoch nicht weiter an.

Ergänzend zu der bereits in Abbildung 5.49 gezeigten $\{11\bar{2}0\}$ -Poldichteveerteilung der Querschnittsfäche einer mit 275°C Obertemperatur ermüdeten Probe sind in Abbildung 5.50 die Poldichteveerteilungen der $\{0002\}$ - und $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen gezeigt. Weiterhin sind die entsprechenden, am Längsschnitt dieser Probe aufgenommen Verteilungen, dargestellt. Die vertikalen Achsen der Diagramme entsprechen hierbei der Probenlängsachse.

Die $\{0002\}$ -Poldichteverteilung des Querschnitts lässt eine Fasertextur erkennen, bei der die c-Achsen der hexagonalen Elementarzellen bevorzugt parallel zur Richtung der Probenlängsachse ausgerichtet sind. Das Maximum der $\{0002\}$ -Poldichte ist normal zur Schnittfläche orientiert. Weiterhin ist ein ringförmiger Bereich minimaler Poldichte unter einem Distanzwinkel von ca. 25° und ein Anstieg der Poldichte im Bereich höherer Distanzwinkel erkennbar. Die Poldichteverteilung der $\{0002\}$ -Ebenen des Längsschnitts zeigt eine Vorzugsorientierung der Basalebenen quer zur Richtung der Probenlängsachse, die für eine Ringfasertextur typisch ist. Es liegt also eine doppelte Fasertextur vor.

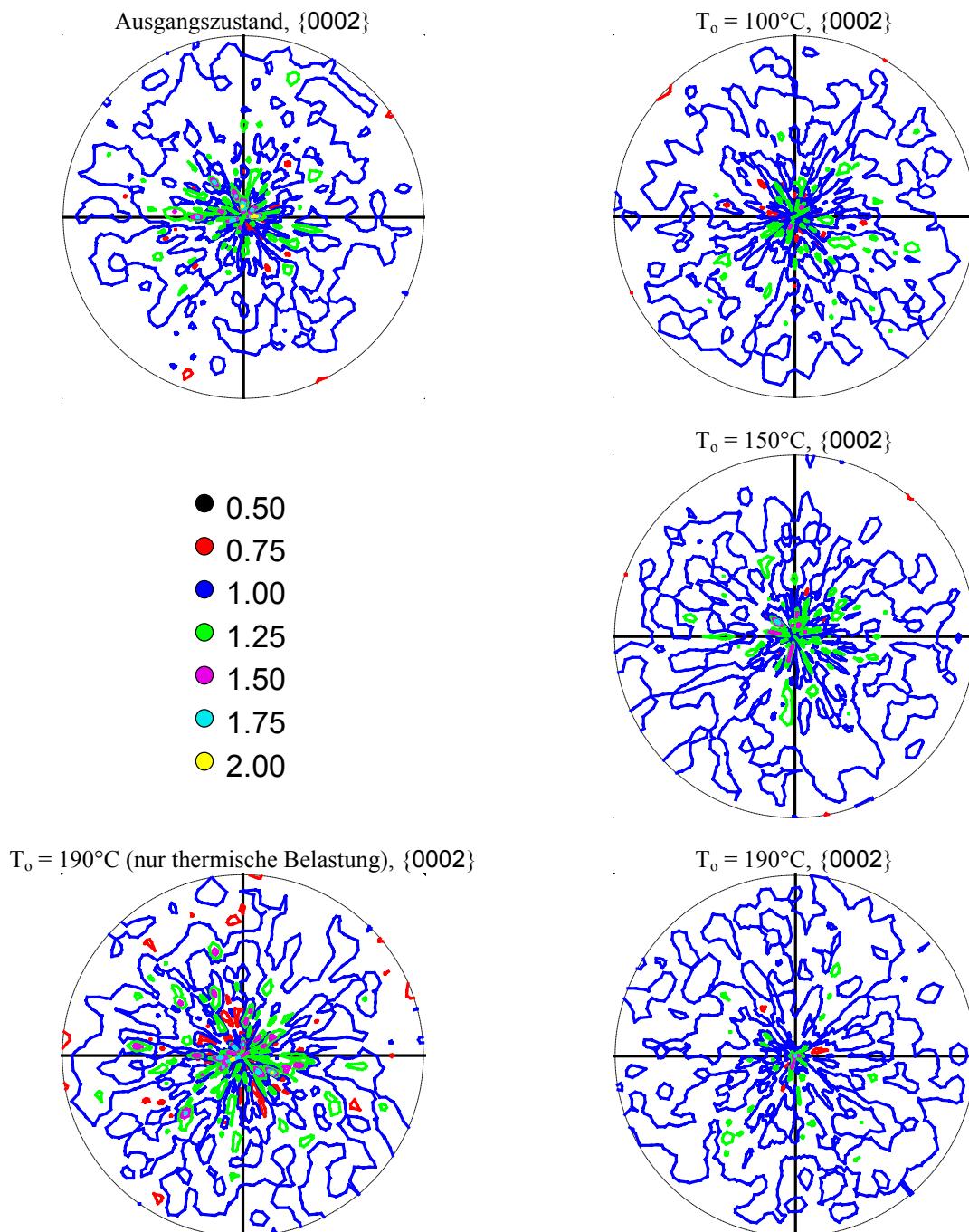


Abbildung 5.48: Poldichteverteilungen quergeschnittener AZ91-Proben (Distanzwinkel $\pm 70^\circ$). Rechts: gebrochene Proben, thermisch ermüdet zwischen -50°C und $T_o = 100, 150$ bzw. 190°C . Links oben: Ausgangszustand, links unten: 480 Temperaturzyklen -50 bis 190°C .

Neben der bereits erwähnten Vorzugsorientierung der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen quer zur Probenlängsachse findet sich in der Poldichteverteilung der Querschnittfläche kein Hinweis auf eine zufällig abweichende Orientierung der aus den $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen gebildeten Prismensäulen bezüglich einer Rotation um die Probenlängsachse. Die Reflexe der unter einem Distanzwinkel von 60° reflektionsfähigen $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen der Prismensäulen sind gleichmäßig über den Umfang verteilt und treten deshalb nicht unmittelbar in Erscheinung. In der Poldichteverteilung der $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen des Längsschnitts jedoch bewirkt der zur Schnittfläche günstig orientierte Teil dieser Ebenen unter einem Distanzwinkel von 60° in Richtung der Probenlängsachse einen Anstieg der Poldichte auf Werte von ca. 1,5.

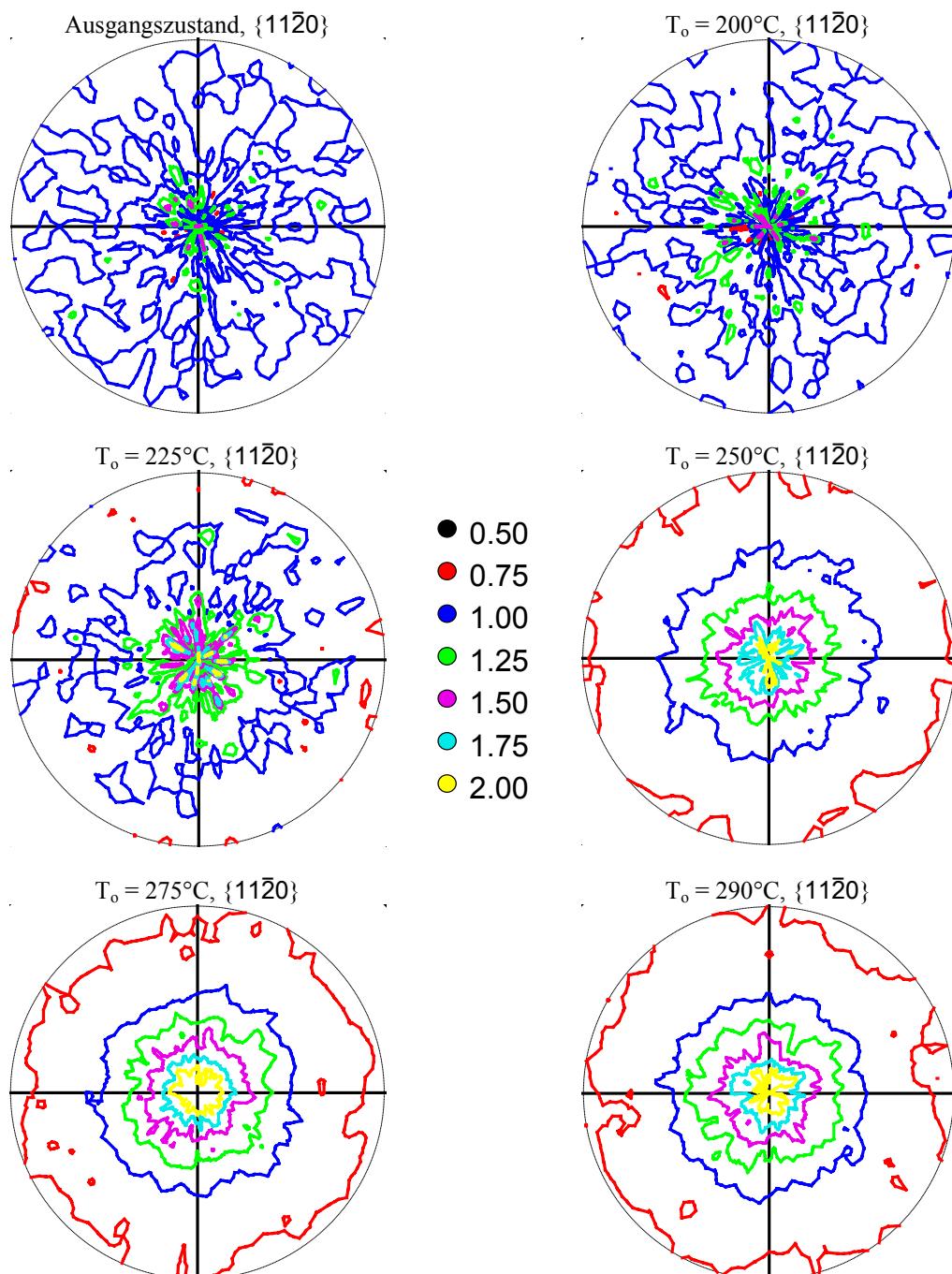


Abbildung 5.49: Poldichteverteilungen quergeschnittener AZ91-Proben, Distanzwinkel $\pm 70^\circ$. Ausgangszustand: oben links. Übrige Proben gebrochen nach thermischer Ermüdung zwischen $T_u = 50^\circ\text{C}$ und $T_o = 200, 225, 250, 275$ bzw. 290°C .

Die Poldichteverteilung der $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen der Querschnittsfläche weist einen ringförmigen Bereich maximaler Poldichte unter einem Distanzwinkel von ca. 40° auf. Die längsgeschnittene Probe zeigt Poldichemaxima in Längsrichtung bei einem Distanzwinkel von ca. 50° . Dieser Winkel maximaler Poldichter bildet zu dem am Querschnitt gemessenen das Komplement, bezogen auf die Orientierungsdifferenz von 90° zwischen Längs- und Querschnitt. Die Lage dieser Maxima bestätigt das Vorliegen einer doppelten Fasertextur, da das Maximum der $\{11\bar{2}2\}$ -Poldichte in der Querschnittsfläche für eine reine Basaltextur unter einem Distanzwinkel von $58,36^\circ$, bzw. unter $31,64^\circ$ für eine reine $\{11\bar{2}0\}$ -Textur zu messen wäre.

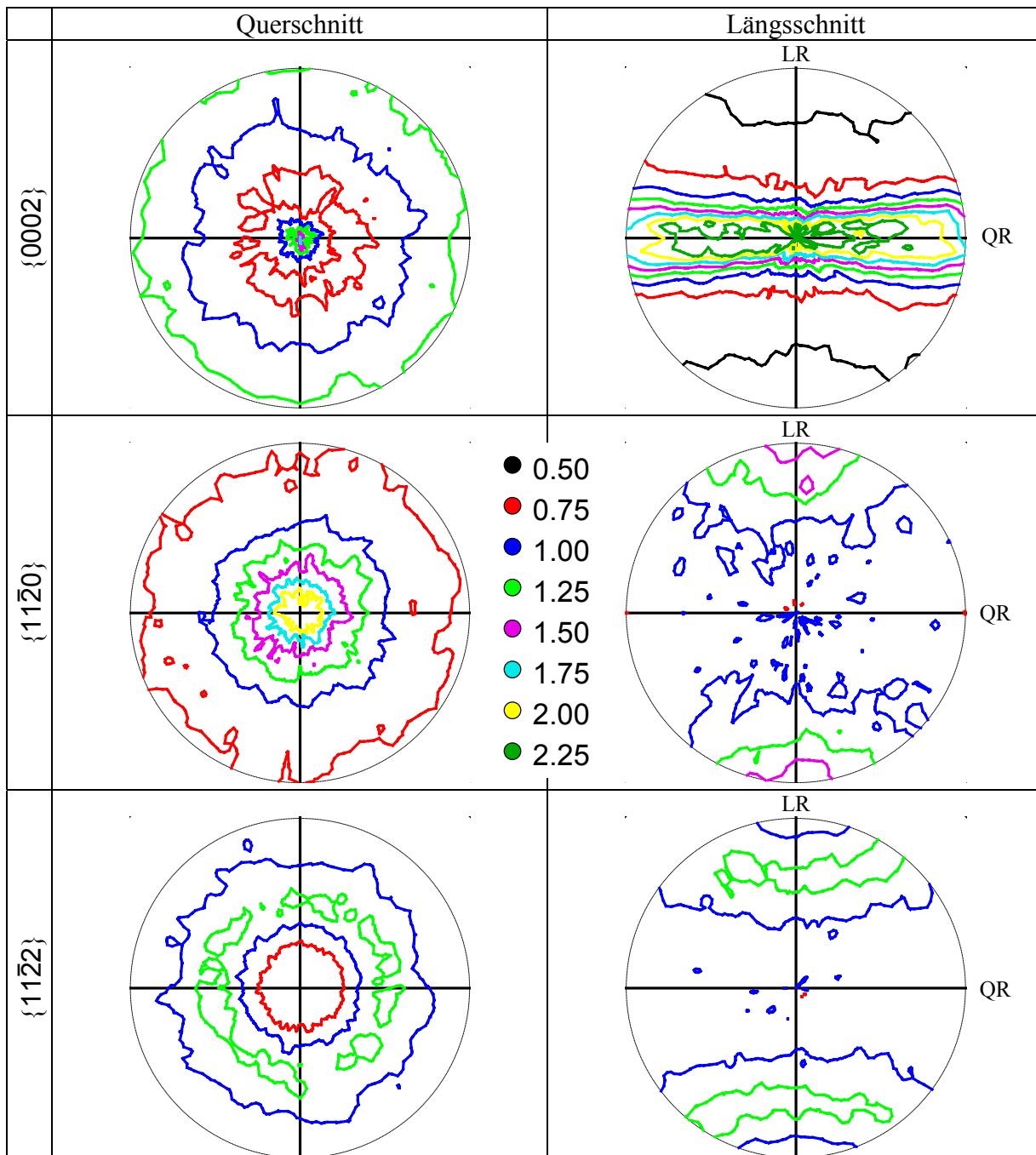


Abbildung 5.50: Poldichtevezählungen (Distanzwinkel $\pm 70^\circ$) einer nach thermischer Ermüdung zwischen $T_u = 50$ und $T_o = 275^\circ\text{C}$ gebrochenen AZ91-Probe.

Links: quergeschnittene Probe, rechts: Probe im Längsschnitt, Längsachse vertikal.

5.4.4 Eigenspannungszustand

Die Charakterisierung der Auswirkungen der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung auf den Mikro- und Makroeigenspannungszustand erfolgte durch Röntgenbeugungsexperimente. Neben gebrochenen Proben aus bei Mitteltemperatur gestarteten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen wurden entsprechende Proben nach einer bestimmten Anzahl vollständiger Lastwechsel (1, 10, 100, 1000 Lastwechsel bzw. halbe Bruchlastspielzahl) untersucht. Ermüdet wurde bei einer einheitlichen Untertemperatur von -50°C bis zu einer Obertemperatur von $T_o=100, 125, 150, 175$ bzw. 190°C . Neben den Ergebnissen des Ausgangszustands sind Daten von Proben nach Durchlaufen der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche dargestellt. Weiterhin sind Ergebnisse von Proben gezeigt, die kraftfrei durch Temperaturzyklen mit 100 bzw. 190°C Obertemperatur, entsprechend der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung, beaufschlagt wurden. Die Anzahl der Temperaturzyklen entspricht bei 100°C Obertemperatur der Grenzlastspielzahl, und bei 190°C den Mittelwerten der Bruchlastspielzahlen der jeweils gleichwertigen Ermüdungsversuche.

5.4.4.1 Makro- und homogene Mikroeigenspannungen

Die Eigenspannungen wurden stets in Richtung der Probenlängsachse gemessen. Der vermessene Bereich lag unmittelbar an der gedrehten Oberfläche, in der Mitte der Probenmessstrecke. Für die (gegossenen) AZ91-Proben, deren Mikrostruktur bezogen auf die Probenlängsachse weitgehend rotationssymmetrisch ist, wurde keine bestimmte Orientierung des vermessenen Bereichs hinsichtlich einer Drehung um diese Achse gewählt. Im Gegensatz dazu liegt der Messfleck der AZ31-Proben stets orthogonal zur ursprünglichen Blechoberfläche. Aufgrund der geringen Unterschiede zwischen einzelnen Proben, bei gleichzeitig relativ großer Streuung einzelner Messergebnisse, sind im Folgenden arithmetische Mittelwerte aus den Ergebnissen von mindestens 10 Eigenspannungsmessungen, die jeweils auf demselben Messfleck durchgeführt wurden, mit der entsprechenden Standardabweichung, dargestellt.

In Abbildung 5.51 sind die mit CrK α -Strahlung an $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen bestimmten Längseigenspannungen von AZ31-Proben über der Lastspielzahl gezeigt. Die im Ausgangszustand belassene Probe weist an der gedrehten Oberfläche Druckeigenspannungen von -39 MPa auf. Schon innerhalb der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche findet in Abhängigkeit von der Obertemperatur ein mehr oder weniger ausgeprägter Eigenspannungsabbau statt. Während bei einer Obertemperatur von 100°C noch praktisch konstante Eigenspannungen vorliegen, verringern sich diese bei 125°C um ca. 25% bzw. bei 150 und 175°C um 75%. Bei 190°C Obertemperatur bauen sich die Eigenspannungen des Ausgangszustands innerhalb der Vorlaufphase vollständig ab. Im Verlauf der Ermüdung steigen die Eigenspannungen praktisch unabhängig von der Obertemperatur, linear mit dem Logarithmus

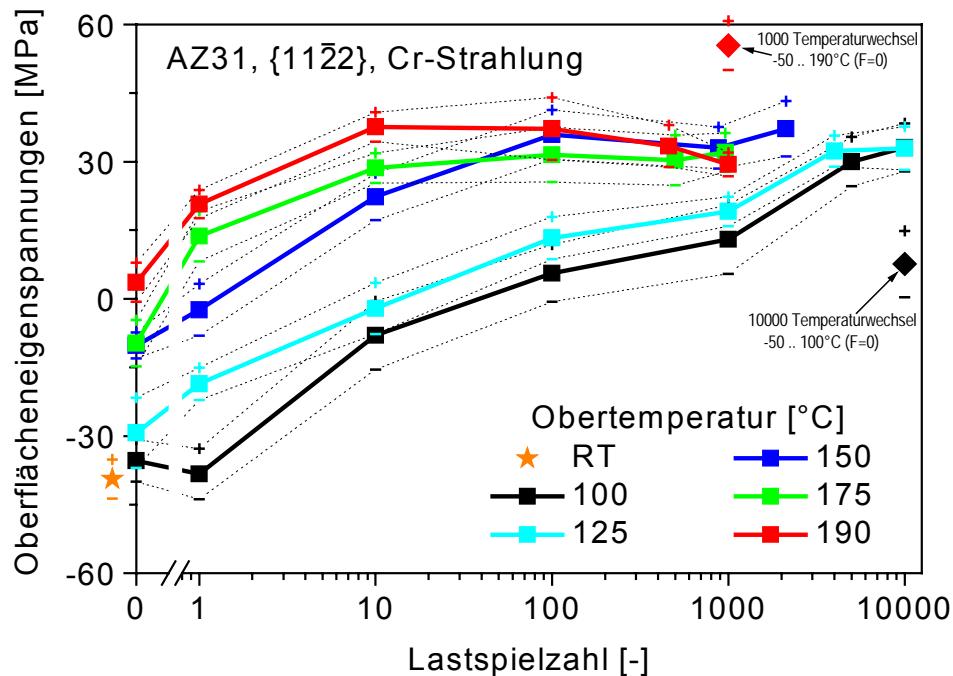


Abbildung 5.51: Röntgenographisch an $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen bestimmte Längseigenspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

der Lastspielzahl um 16 MPa/Dekade, bis auf ein Plateau von ca. 34 MPa, das sich bis zum Bruch der Proben erstreckt. Die lediglich thermisch beanspruchten Proben liegen mit Zug-eigenspannungen von 55 MPa für 1000 Zyklen von -50 bis 190°C deutlich über, und mit 7 MPa für 10000 Zyklen von -50 bis 100°C unter den Werten der gebrochenen Proben. Die Standardabweichung der gemessenen Eigenspannungswerte liegt zwischen 2,6 und 7,6 MPa.

Die Vermessung der $\{12\bar{3}3\}$ -Ebenen der AZ31-Proben mit CuK α -Strahlung ergab unter Beibehaltung derselben Messorte ähnliche Längseigenspannungsverläufe, wie Abbildung 5.52 zeigt. Mit -53 MPa werden auch hier für den Ausgangszustand Druckeigenspannungen bestimmt, die nach Durchlaufen der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche für eine Obertemperatur von 100°C um ca. 20%, für 150°C um 40% und für 190°C um ca. 60 % zurückgehen. Die Oberflächeneigenspannungen der mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe sind bereits mit dem ersten Lastwechsel abgebaut, und ändern sich auch im weiteren Verlauf der Ermüdung praktisch nicht mehr. Von den nur durch Temperaturwechsel (kraftfrei) beanspruchten Proben weist die mit 190°C Obertemperatur geprüfte nach 1000 Zyklen ebenfalls keine Oberflächeneigenspannungen mehr auf, während nach 10000 Zyklen mit 100°C Obertemperatur noch Druckeigenspannungen in Höhe von -20 MPa vorliegen. Im Verlauf der thermisch-mechanischen Ermüdung klingen die Eigenspannungen der mit 100 und 150°C Obertemperatur ermüdeten Proben nahezu linear mit dem Logarithmus der Lastspielzahl um ca. 11 MPa/Dekade ab. Die Standardabweichung der gemessenen Eigenspannungswerte liegt zwischen 3,6 und 10,9 MPa.

In Abbildung 5.53 sind die mit CrK α -Strahlung an $\{10\bar{1}2\}$ -Ebenen bestimmten Längseigenspannungen der AZ91-Proben über der Lastspielzahl gezeigt. An der gedrehten

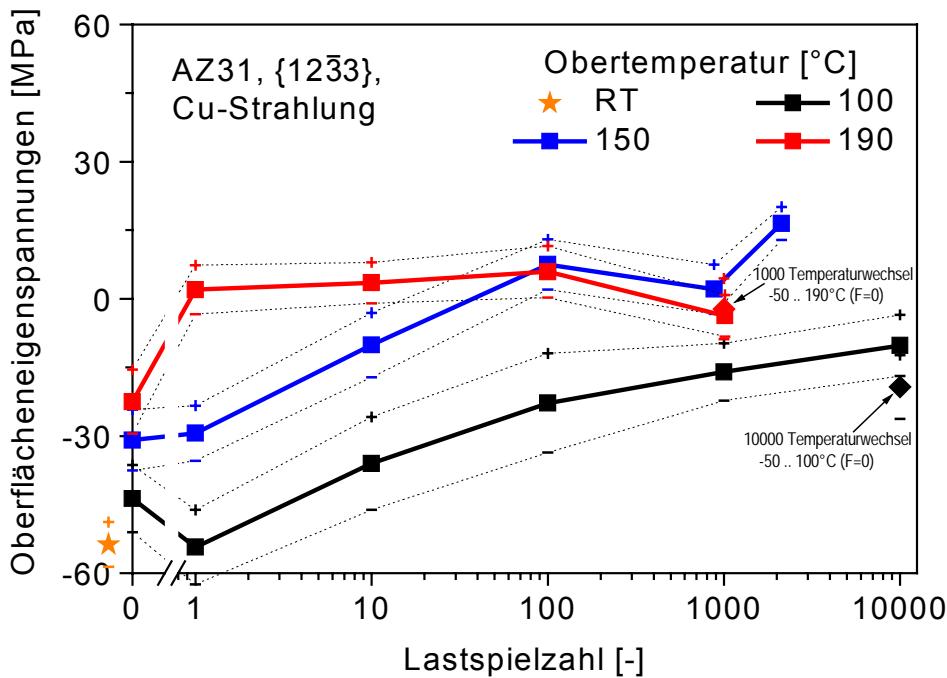


Abbildung 5.52: Röntgenographisch an $\{12\bar{3}3\}$ -Ebenen bestimmte Längseigenspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

Oberfläche der im Ausgangszustand belassenen Probe wurden Zugeigenspannungen von ca. 47 MPa gemessen. Mit Abschluss der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche betragen die Eigenspannungen zwischen 56 und 71 MPa. Im Verlauf der Ermüdung sinken die Eigenspannungen für 100°C Obertemperatur innerhalb der ersten 100 Lastwechsel um -9 MPa/Dekade auf 35 MPa, und steigen dann bis zur Grenzlastspielzahl um 24 MPa/Dekade auf 82 MPa. Bei 125°C Obertemperatur steigen die Eigenspannungen nach einer konstanten Phase während der ersten 100 Lastwechsel von 58 MPa bis zum Probenbruch auf 77 MPa an. Für die mit 150, 175 und 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben beobachtet man innerhalb der ersten 10 bis 100 Lastwechsel Eigenspannungssmaxima in Höhe von 83, 76 und 70 MPa. Der anschließende, bis zum Probenbruch anhaltende Spannungsabfall führt auf ein praktisch einheitliches Eigenspannungsniveau von $48 \pm 2 \text{ MPa}$. Mit Zugeigenspannungen von 53 MPa liegt die mit 480 Zyklen von -50 bis 190°C rein thermisch beanspruchte Probe ebenfalls in diesem Bereich. Demgegenüber liegen die Eigenspannungen der kraftfrei mit einer Obertemperatur von 100°C geprüften Probe nach 10000 Zyklen mit 32 MPa deutlich unter den Werten der gebrochenen Proben. Die Standardabweichung der gemessenen Eigenspannungswerte liegt zwischen 10 und 38 MPa.

Die mit CuK α -Strahlung an $\{12\bar{3}3\}$ -Ebenen bestimmten Längseigenspannungen der AZ91-Proben (siehe Abb. 5.54) bewegen sich, unabhängig von der Beanspruchung der Proben, in einem Bereich von -15 bis 10 MPa . Im Wesentlichen liegt die Standardabweichung der gemessenen Eigenspannungswerte zwischen 7 und 15 MPa. Eine Ausnahme bildet lediglich die mit 480 Zyklen von -50 bis 190°C rein thermisch beanspruchte Probe, bei der die Standardabweichung nur $2,4 \text{ MPa}$ beträgt.

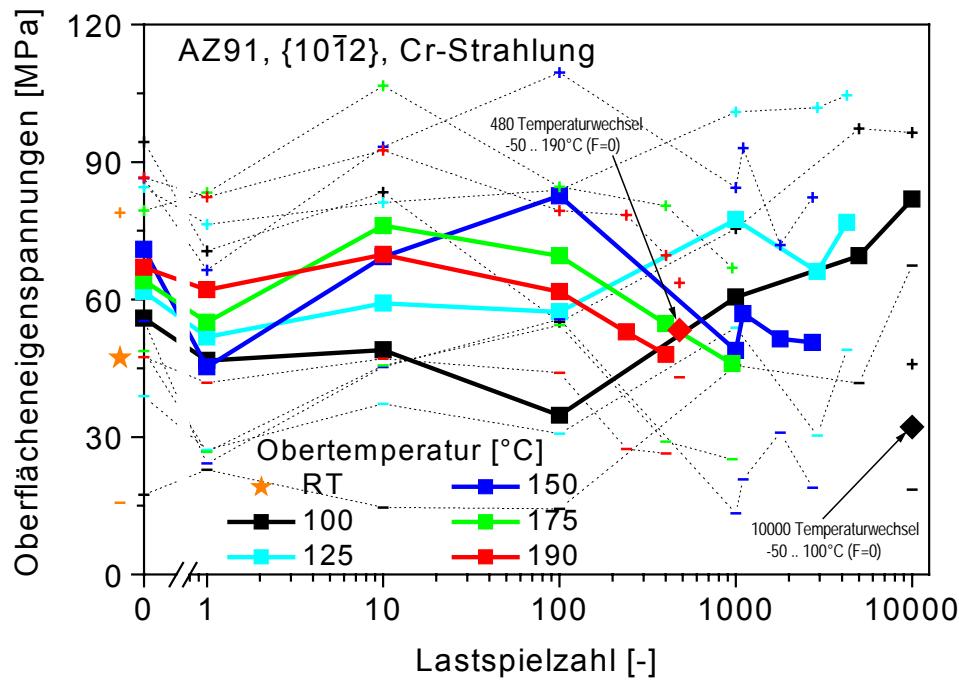


Abbildung 5.53: Röntgenographisch an $\{10\bar{1}2\}$ -Ebenen bestimmte Längseigenspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

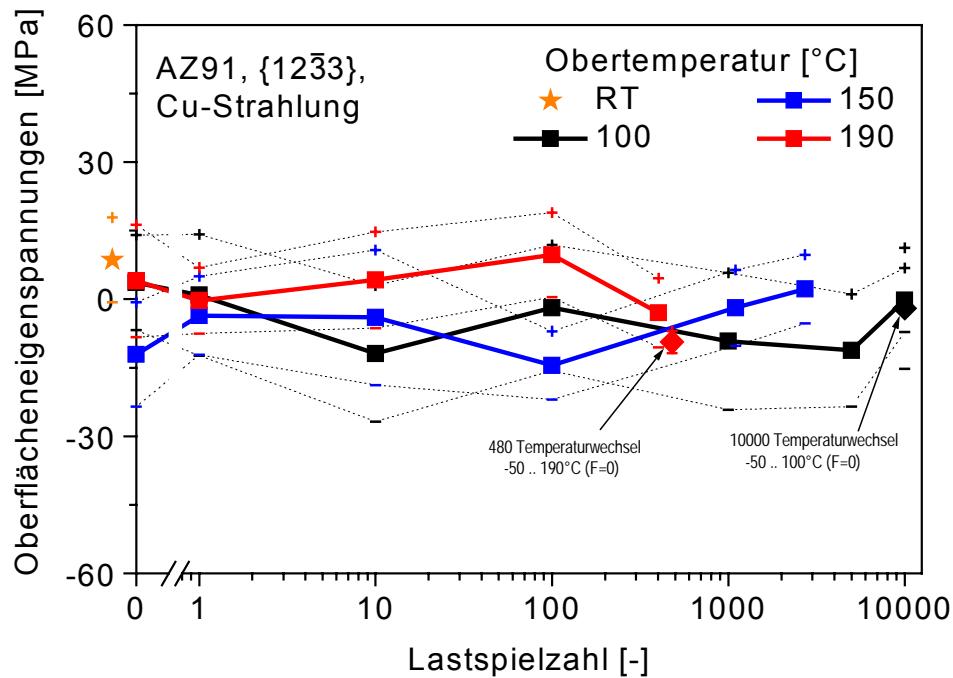


Abbildung 5.54: Röntgenographisch an $\{12\bar{3}3\}$ -Ebenen bestimmte Längseigenspannungen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

5.4.4.2 Heterogene Mikroeigenspannungen

Bei den hier zur Charakterisierung des Mikroeigenspannungszustands wiedergegebenen Ergebnissen handelt es sich um arithmetische Mittelwerte, welche aus den Halbwertsbreiten der für die oben genannten Makroeigenspannungsmessungen aufgezeichneten Röntgeninterferenzlinien gebildet wurden. Da für jede Makroeigenspannungsmessung 11 Interferenzlinien

unter verschiedenen (ψ)-Einstrahlwinkeln gemessen und für jede Messstelle zumindest 10 Wiederholungsmessungen ausgeführt wurden, repräsentiert jeder hier gezeigte Datenpunkt die Halbwertsbreiten von 110 Interferenzlinien, bzw. deren Standardabweichung.

Abbildung 5.55 zeigt arithmetische Mittelwerte der mit CrK α -Strahlung an {11 $\bar{2}2$ }-Ebenen von AZ31-Proben bestimmte Halbwertsbreiten in Abhängigkeit von der Lastspielzahl. Die Halbwertsbreite des Ausgangszustands beträgt ca. 0,825°. Sie bleibt innerhalb der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche bis zu einer Obertemperatur von 125°C praktisch unverändert, während höhere Obertemperaturen in dieser Phase ein Absinken der Halbwertsbreiten bewirken (um 3% bei 150°C, 5,5% bei 175°C bzw. 7,3% bei 190°C). Innerhalb des ersten Lastwechsels der thermisch-mechanischen Ermüdung sinkt die Halbwertsbreite der mit 175 und 190°C Obertemperatur beanspruchten Proben auf ein Niveau, das bis zum Bruch nahezu unverändert bleibt. Demgegenüber lässt sich für Obertemperaturen von 100 bis 150°C während des ersten Lastwechsels keine Halbwertsbreitenänderung beobachten. Im Verlauf der Ermüdung mit 150°C Obertemperatur sinkt die Halbwertsbreite linear mit dem Logarithmus der Lastspielzahl um ca. -0,01°/Dekade. Nachdem die Halbwertsbreite der mit 100°C Obertemperatur ermüdeten Proben innerhalb der ersten 10 Lastwechsel auf 0,837° angestiegen ist, sinkt sie bis zur Grenzlastspielzahl ebenfalls mit ca. -0,01°/Dekade. In gleicher Weise sinkt auch die Halbwertsbreite bei 125°C Obertemperatur, allerdings erstreckt sich der Halbwertsbreitenabbau lediglich auf die ersten 1000 Lastwechsel, danach stabilisiert sie sich bis zur Grenzlastspielzahl auf einem Niveau von ca. 0,786°. Mit einer Halbwertsbreite von 0,815° liegt die mit 10000 thermischen Zyklen von -50 bis 100°C (kraftfrei) beanspruchte Probe unter dem Wert des Ausgangszustands, jedoch oberhalb der Halbwertsbreite der im gleichen Temperaturintervall bis zur Grenzlastspielzahl thermisch-mechanisch ermüdeten Probe. Demgegenüber liegt die kraftfrei mit 1000 thermischen Zyklen von -50 bis 190°C beaufschlagte Probe mit einer Halbwertsbreite von 0,742° deutlich unter den Werten der ermüdeten Proben. Die auf die Halbwertsbreite des Ausgangszustands bezogene Standardabweichung der Halbwertsbreiten liegt in einem Bereich zwischen 0,4% und 1,3%. Sie tendiert mit höheren Lastspielzahlen und höheren Obertemperaturen zu kleineren Werten.

Mit CuK α -Strahlung an den {12 $\bar{3}3$ }-Ebenen der AZ31-Proben bestimmte Halbwertsbreiten (siehe Abb. 5.56) zeigen tendenziell den gleichen Verlauf, wie bei den {11 $\bar{2}2$ }-Ebenen. Die Halbwertsbreite des Ausgangszustands beträgt 1,075°. Sie fällt während der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche bei 100°C Obertemperatur geringfügig, bei 150°C bzw. 190°C um 4,6% bzw. 9,5%. Im Verlauf der Ermüdung fällt die Halbwertsbreite bei 190°C Obertemperatur schon während des ersten Lastwechsels, und sinkt dann bis zum Bruch linear zum Logarithmus der Lastspielzahl um -0,0135°/Dekade. Demgegenüber steigt sie bei 100°C Obertemperatur bis zum zehnten Lastwechsel an, um dann bis zur Grenzlastspielzahl mit -0,032°/Dekade abzusinken. Für 150°C Obertemperatur bleibt die Halbwertsbreite während des ersten Lastwechsels der thermisch-mechanischen Ermüdung konstant, und nimmt dann bis zum Bruch um -0,025°/Dekade ab. Mit einer Halbwertsbreite von 1,035° liegt die mit 10000 thermischen Zyklen von -50 bis 100°C (kraftfrei) beanspruchte Probe unter

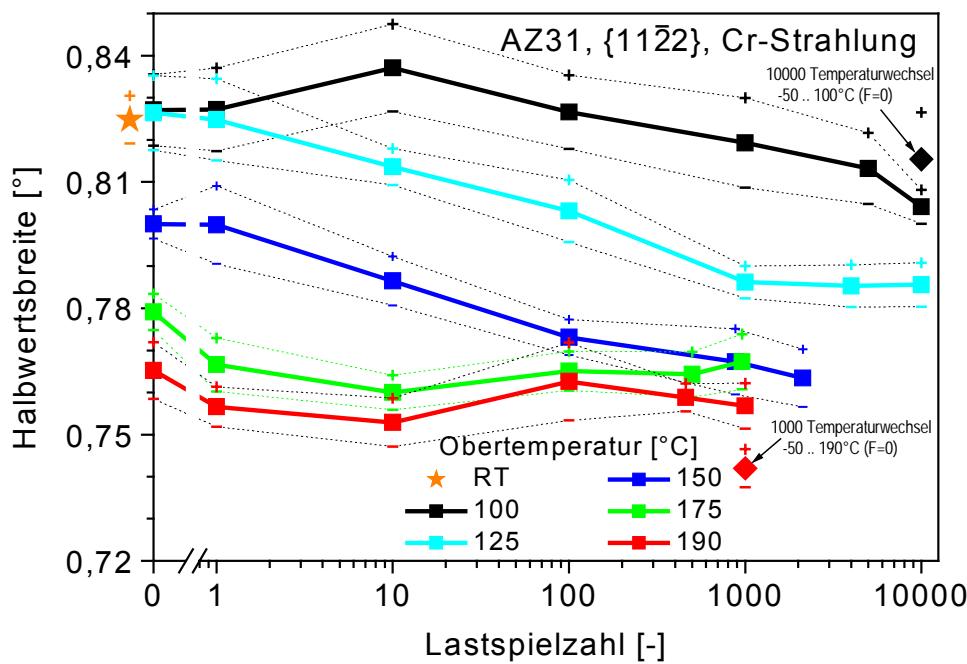


Abbildung 5.55: Röntgeninterferenzlinien-Halbwertsbreiten der $\{11\bar{2}\}$ -Ebenen von thermisch-mechanisch ermüdeten AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

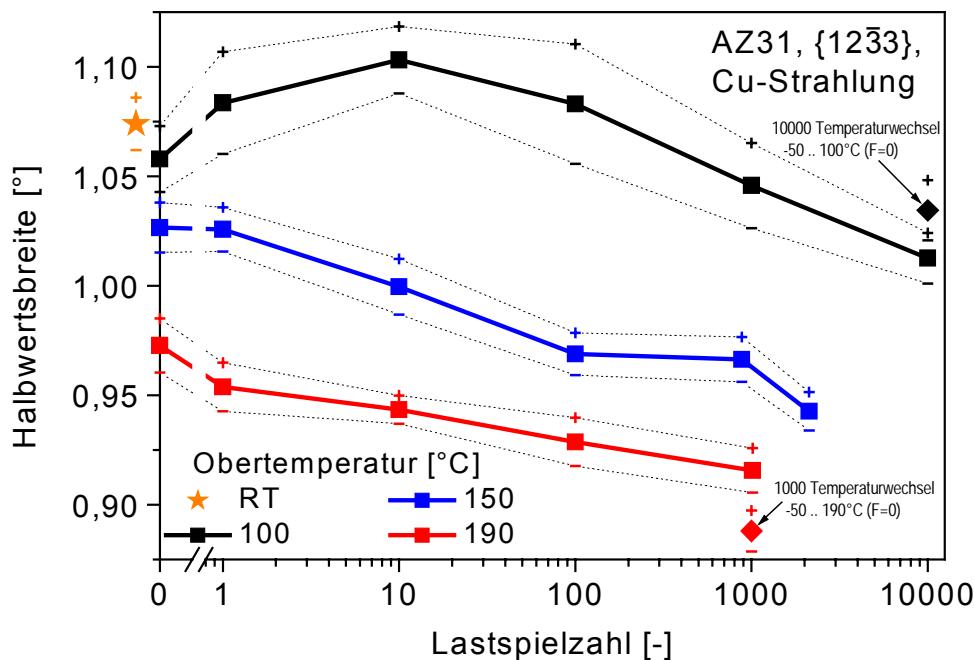


Abbildung 5.56: Röntgeninterferenzlinien-Halbwertsbreiten der $\{12\bar{3}\}$ -Ebenen von thermisch-mechanisch ermüdeten AZ31-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

dem Wert des Ausgangszustands, jedoch oberhalb der Halbwertsbreite der im gleichen Temperaturintervall bis zur Grenzlastspielzahl thermisch-mechanisch ermüdeten Probe. Demgegenüber liegt die kraftfrei mit 1000 thermischen Zyklen von -50 bis 190°C beaufschlagte Probe mit einer Halbwertsbreite von $0,888^{\circ}$ deutlich unter den Werten der ermüdeten Proben. Die Standardabweichung der Halbwertsbreiten liegt, bezogen auf die Halbwertsbreite des Ausgangszustands, in einem Bereich zwischen $0,6\%$ und $2,5\%$. Sie tendiert bei steigender Obertemperatur zu kleineren Werten.

Die arithmetischen Mittelwerte der mit CrK α -Strahlung an {1012}-Ebenen von AZ91-Proben bestimmten Halbwertsbreiten sind Abbildung 5.57 in Abhängigkeit von der Lastspielzahl dargestellt. Die Halbwertsbreite des Ausgangszustands beträgt ca. 1,046°. Sie bleibt bei einer Obertemperatur von 100°C innerhalb der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche praktisch unverändert, während höhere Obertemperaturen in dieser Phase ein Absinken der Halbwertsbreiten bewirken (um ca. 2% bei 125 und 150°C, 6,2% bei 175°C bzw. 7,8% bei 190°C). Mit dem ersten Lastwechsel der thermisch-mechanischen Ermüdung ist ein Trend zu geringfig steigenden Halbwertsbreiten zu beobachten. Im Verlauf der Ermüdung sinkt die Halbwertsbreite bei 100°C und 125°C Obertemperatur bis zur Grenz- bzw. Bruchlastspielzahl linear mit dem Logarithmus der Lastspielzahl um ca. -0,014°/Dekade. Der Abbau der Halbwertsbreiten ist bei höheren Obertemperaturen stärker ausgeprägt. Es besteht jedoch kein linearer Zusammenhang mit der Lastspielzahl oder mit deren Logarithmus. Die Halbwertsbreiten der kraftfrei thermisch zyklierten Proben liegen geringfig über den Werten der im gleichen Temperaturintervall bis zur Bruch- bzw. Grenzlastspielzahl thermisch-mechanisch ermüdeten Proben. Die Standardabweichung der Halbwertsbreiten liegt, bezogen auf die Halbwertsbreite des Ausgangszustands, in einem Bereich zwischen 1,1% und 3,6%. Sie tendiert mit höheren Lastspielzahlen und höheren Obertemperaturen zu kleineren Werten.

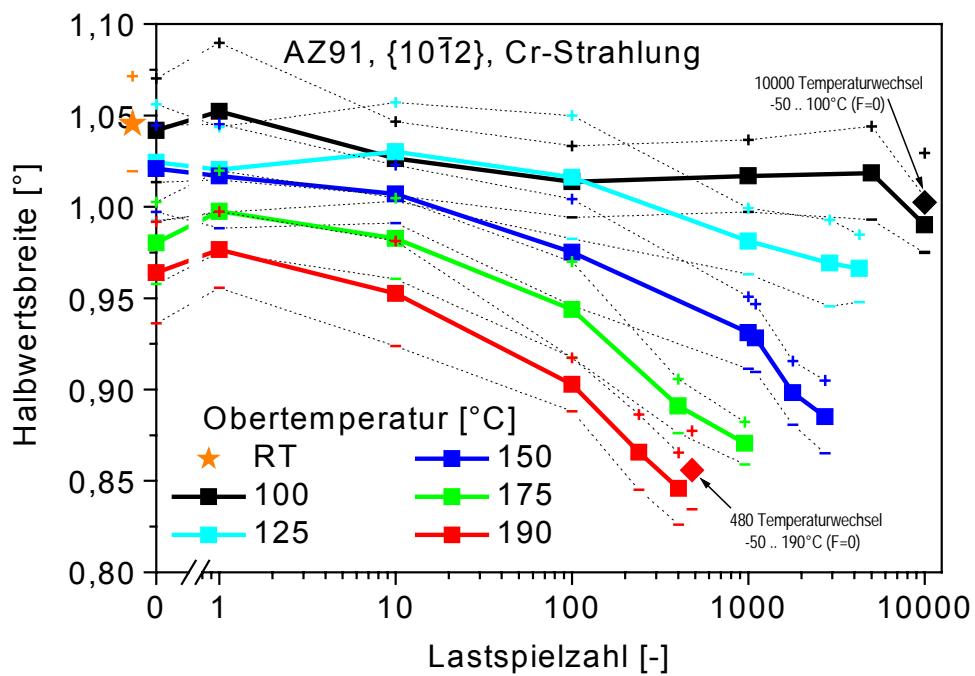


Abbildung 5.57: Röntgeninterferenzlinien-Halbwertsbreiten der $\{10\bar{1}2\}$ -Ebenen von thermisch-mechanisch ermüdeten AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

Die arithmetischen Mittelwerte der mit CuK α -Strahlung an {1233}-Ebenen von AZ91-Proben bestimmten Halbwertsbreiten sind Abbildung 5.58 in Abhängigkeit von der Lastspielzahl dargestellt. Die Halbwertsbreite des Ausgangszustands beträgt ca. 1,77°. Sie nimmt bei einer Obertemperatur von 100°C innerhalb der Vorlaufphase der thermisch-

mechanischen Ermüdungsversuche geringfügig zu, und sinkt dann im Verlauf der Ermüdung bis zur Grenzlastspielzahl linear mit dem Logarithmus der Lastspielzahl um ca. $-0,023^{\circ}$ /Dekade. Für höhere Obertemperaturen beobachtet man in der Vorlaufphase ein geringfügiges Absinken der Halbwertsbreiten. Während die Halbwertsbreite bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 190°C Obertemperatur über die gesamte Lebensdauer linear mit der Lastspielzahl um $-1,06^{\circ}/1000\text{LW}$ abnimmt, geht dem Halbwertsbreitenabbau bei Ermüdung mit 150°C Obertemperatur ein bis zum zehnten Lastwechsel anhaltender Anstieg voran. Nach den ersten 100 Lastwechseln nimmt die Halbwertsbreite bis zum Probenbruch linear zur Lastspielzahl, um $-0,11^{\circ}/1000\text{LW}$, ab. Von den kraftfrei thermisch zyklisierten Proben unterscheidet sich nur die von -50 bis 190°C beanspruchte mit einer deutlich höheren Halbwertsbreite von der im gleichen Temperaturintervall bis zum Bruch thermisch-mechanisch ermüdeten Probe. Die Standardabweichung der Halbwertsbreiten liegt, bezogen auf die Halbwertsbreite des Ausgangszustands, in einem Bereich zwischen $0,5\%$ und $1,9\%$. Auch hier ist mit höheren Lastspielzahlen und steigenden Obertemperaturen ein Trend zu geringerer Streuung der Halbwertsbreiten zu beobachten.

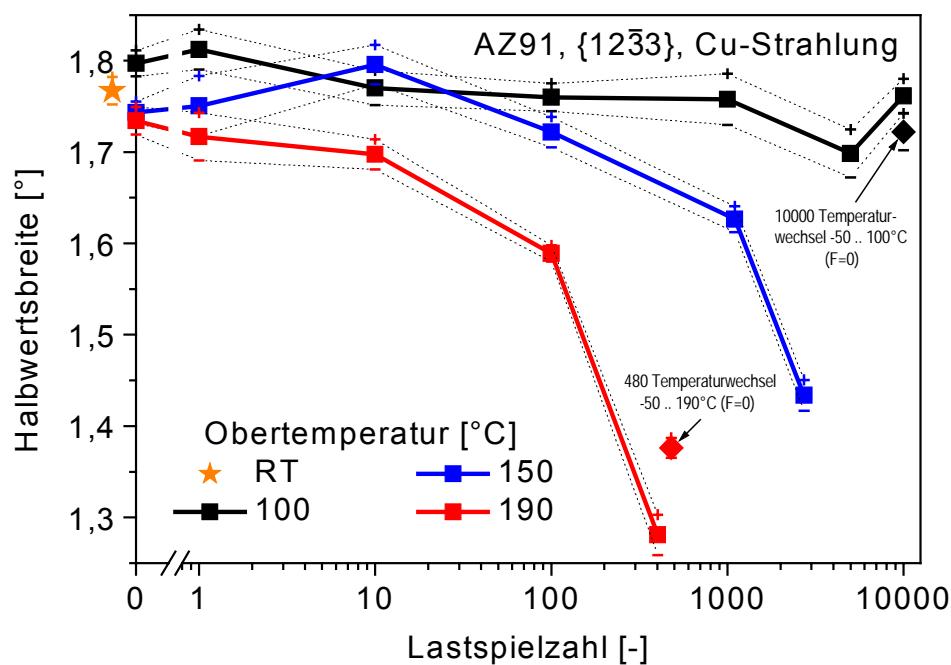


Abbildung 5.58: Röntgeninterferenzlinien-Halbwertsbreiten der $\{12\bar{3}3\}$ -Ebenen von thermisch-mechanisch ermüdeten AZ91-Proben als Funktion der Lastspielzahl (RT=Raumtemperatur).

6 Diskussion der Versuchsergebnisse

Wesentliches Ziel der vorliegenden Arbeit ist neben der Beschreibung der Werkstoffreaktion der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 auf verschiedene thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchungen die Bewertung der auftreten Schädigungsprozesse. Obwohl die untersuchten Legierungen bei technischen Anwendungen wohl kaum Temperaturen über 150°C ausgesetzt werden, wurden die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche mit Obertemperaturen von bis zu 290°C durchgeführt. Dies geschah u.a. auch in der Absicht, den Einfluss der bei Temperaturen oberhalb von ca. 200 - 225°C aktivierbaren pyramidalen und prismatischen Gleitsysteme zu erfassen.

Zunächst werden für das thermisch-mechanische Ermüdungsverhalten relevante Aspekte des Verformungsverhaltens der untersuchten Magnesiumlegierungen diskutiert, die in Versuchen mit statischer bzw. quasistatischer Beanspruchung beobachtet wurden.

Für das Werkstoffverhalten während der ersten Lastwechsel wird neben der aus verschiedenen Versuchsführungen herrührenden, unterschiedlichen Beanspruchung hauptsächlich der temperaturabhängige Werkstoffwiderstand gegen einsetzende plastische Verformung für maßgeblich erachtet. Deshalb werden nachfolgend die durch Variation der Anfangsbedingungen der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche verursachten Werkstoffreaktionen betrachtet. Im Bereich höherer Lastspielzahlen gewinnen die durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung verursachten Mikrostrukturänderungen, neben der Rissbildung und Rissausbreitung zunehmenden Einfluss auf das Ermüdungsverhalten. Deshalb werden anschließend die an den Proben der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche beobachteten Schädigungsmechanismen und -prozesse erläutert. Abschließend werden die Auswirkungen der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchungen auf die Lebensdauer analysiert und die Anwendbarkeit gebräuchlicher Schädigungsparameter untersucht.

6.1 Diskussion des quasistatischen Verformungsverhaltens von AZ31

Unter in Walzrichtung angreifender, quasistatischer Zugbeanspruchung zeigt die texturierte Magnesiumbasislegierung AZ31 im Nennspannung-Totaldehnung-Verlauf einen kontinuierlichen Übergang von der elastischen Geraden auf die ebenfalls stetig verlaufende Verfestigungskurve. Wie die bereits in Abbildung 5.28 gezeigten Nennspannung-Totaldehnung-Verläufe erkennen lassen, findet man im Gegensatz dazu unter in Walzrichtung angreifender, quasistatischer Druckbeanspruchung im Temperaturbereich von –50 bis 150°C einen abrupten Übergang von der elastischen Geraden auf einen nahezu horizontalen Verlauf der Nennspannung-Totaldehnung-Kurve. Die horizontalen Abschnitte sind von periodisch wiederkehrenden, sägezahn- oder wellenförmigen Spannungsschwankungen überlagert, wie die in Abbildung 6.2, 6.4 und 6.7 dargestellten Beispiele zeigen. Diese Verläufe sind auf kollektive Zwillingsbildung zurückzuführen, die sich in benachbarten Kristalliten mit dafür günstiger Kristallorientierung vollzieht. Die kollektive Zwillingsbildung von AZ31 verläuft nach ihrem Einsetzen für ca. 0,5 - 0,75% plastischer Dehnung auf einem konstanten Spannungsniveau.

Sie beginnt typischerweise an Schwachstellen oder Spannungsüberhöhungen wie den Radienübergängen zur Probenmessstrecke und durchläuft dann in einer Front, mit der Lüdersdehnung vergleichbar, das Volumen der Probenmessstrecke, wie metallographische Gefügeuntersuchungen an einer mit -0,2 % plastischer Dehnung verformten Probe belegen. Danach sind die im Probenvolumen vorhandenen, optimal zur Zwillingsbildung geeigneten Kristallbereiche verzwillingt, so dass sie anschließend z.B. in weniger günstig orientierten Kristalliten bei höheren Nennspannungen erfolgt.

Aufgrund des geringen Beitrags, den die Zwillingsbildung in einem einzelnen Korn bei einer typischen Korngröße von ca. 15 µm, einem Probendurchmesser von 7 mm und einer Länge der Probenmessstrecke von 10 mm liefert, ist ein solches Ereignis bei der hier verwendeten Prüfeinrichtung im Nennspannung-Totaldehnung-Verlauf nicht aufzulösen. Demgegenüber lassen die in Abbildung 6.2, 6.4 und 6.7 gezeigten Graphen erkennen, dass die periodisch wiederkehrenden Deformationsvorgänge in Abhängigkeit von der Temperatur unterschiedlich hohe plastische Dehnungsbeiträge liefern. Die arithmetischen Mittelwerte der plastischen Dehnungsbeiträge pro Deformationsschritt sind in Abbildung 6.1, neben dem Elastizitätsmodul, über der Temperatur dargestellt. Man erkennt generell über dem Temperaturbereich von -50°C bis 150°C mit der Temperatur von ca. 0,1 % auf 1,4 % anwachsende Dehnungsbeiträge. Bei einer Versuchstemperatur von 200°C tritt kollektive Zwillingsbildung nicht mehr auf, da die unter den gegebenen Versuchsbedingungen beobachtete Zwillingsseinsatzspannung von ca. -90 MPa innerhalb eines für die thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche relevanten Totaldehnungsbereichs nicht erreicht wird.

Um einen Eindruck über die Größenordnung des hier jeweils von der Zwillingsbildung betroffenen Bereichs zu vermitteln, wird im Folgenden anhand eines kristallographischen Modells zunächst die bei der Zwillingsbildung zu erwartende, maximale Längenänderung erläutert, und auf die hier vorliegenden Versuchsbedingungen bezogen. Anschließend werden Ursachen der Temperaturabhängigkeit der Dehnungsbeiträge pro Deformationsschritt erörtert.

In Abbildung 2.5 ist ein Zwillingsbildungsprozess schematisch am Beispiel eines hexagonalen Kristallgitters dargestellt. Es ist erkennbar, dass die in der Verschiebungsebene liegende Strecke AB ($AB = 2*a*\sin(60^\circ)$) bei Zwillingsbildung in eine dem Gitterparameter in c-Richtung entsprechende Strecke übergeht. Unter Vernachlässigung der zwischen den relevanten Strecken liegenden Orientierungsdifferenz (< 4°) lässt sich daraus mit den Gitterparametern a und c von Reinkalzium eine Längenänderung von ca. -6,3% berechnen. Unter der (stark vereinfachenden) Annahme, dass ein vollständiges Umklappen des Kristallgitters der betroffenen Körner in Zwillingsposition erfolgt, entspräche das Umklappen einer quer zur Probenlängsachse orientierten Kornsicht mit einer dem mittleren Korndurchmesser entsprechenden Dicke von 15 µm (unter Berücksichtigung der verwendeten Probengeometrie und der oben erwähnten Längenänderung) nahezu dem für eine Temperatur von -50°C gemessenen mittleren Totaldehnungsbeitrag von 0,1%.

Eine mögliche Ursache für die von -50°C mit ca. 0,1 % auf 1,4 % bei 150°C anwachsenden

Dehnungsbeiträge ist der mit steigender Temperatur abnehmende Elastizitätsmodul, der die auf das Volumen des verzwillingten Bereichs bezogene, in Kohärenzdehnung gebundene Verformungsarbeit mitbestimmt. Darüber hinaus hat die mit der Temperatur zunehmende Versetzungsbeweglichkeit bedeutenden Einfluss. Sie trägt über die Begrenzung der Kohärenzspannungen ebenfalls zur Reduzierung der in Kohärenzdehnung gebundenen Verformungsarbeit bei. Außerdem leistet die bereits bei einer Versuchstemperatur von 50°C im Nennspannung-Zeit-Verlauf schwach wahrnehmbare und bei 100 sowie 150°C deutlich ausgeprägte Relaxation der Kohärenzspannungen einen in Lastrichtung wirkenden Anteil, so dass die einzelnen mit den kollektiven Zwillingsbildungsvorgängen verknüpften Dehnungsbeiträge insgesamt zunehmen. Bei höheren Temperaturen übt die steigende Versetzungsbeweglichkeit jedoch auch einen begrenzenden Einfluss aus. Durch Relaxation verringert sich die Reichweite der durch Umklappvorgänge verursachten Spannungsfelder, so dass die Größe der synchron verzwillingten Bereiche im Temperaturbereich von 100 bis 150°C abnimmt, wenngleich der aus der Anzahl der im Nennspannung-Totaldehnung-Verlauf erkennbaren Spannungseinbrüche berechnete mittlere Dehnungsbeitrag pro Deformationsschritt konstant bleibt. Ursächlich für diesen scheinbaren Widerspruch ist der bei diesen Temperaturen bereits deutlich ausgeprägte Kriechanteil, der einen Anstieg des Totaldehnungsbetrags verursacht.

Deshalb werden die in Nennspannung-Totaldehnung- und entsprechenden Nennspannung-Zeit-Verläufen bei der kollektiven Zwillingsbildung beobachtbaren Relaxationsvorgänge im Folgenden erläutert und anhand eines einfachen Feder-Dämpfer-Modells interpretiert.

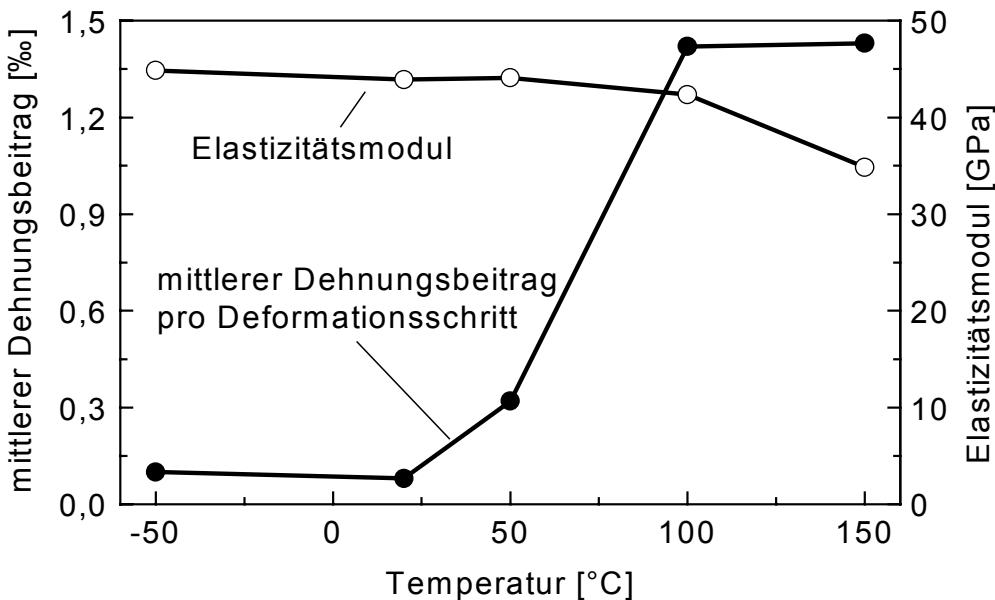


Abbildung 6.1: Mittlerer Dehnungsbeitrag pro Deformationsschritt sowie Elastizitätsmodul von AZ31 in Abhängigkeit von der Temperatur.

Der in Abbildung 6.2 gezeigte Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verlauf lässt die ersten zehn kollektiven Zwillingsbildungsvorgänge für eine Versuchstemperatur von 50°C erkennen. Im hier gezeigten Ausschnitt des Nennspannung-Totaldehnung-Verlaufs ist die anfängliche Spannungsabnahme auf der elastischen Geraden nicht

enthalten. Bis zum Einsetzen des ersten kollektiven Zwillingsbildungsvorganges hat sich bereits eine geringe plastische Dehnung eingestellt, erkennbar an der im Vergleich zum Elastizitätsmodul kleineren Steigung der Belastungskurve. Das Einsetzen des kollektiven Umklappvorgangs führt zu einer abrupten Abnahme der Totaldehnung und gleichzeitig ansteigender Nennspannung, denn mit Erreichen der Zwillingsbildungsspannung unterhält die elastisch in der Probe gespeicherte Verformungsarbeit zunächst den Zwillingsbildungsvorgang. Er kommt zum Erliegen, nachdem die mit der lokal auftretenden Scherung einhergehende plastische Verformungsarbeit und die damit anwachsende, aus dem Aufbau von Kohärenzspannungen stammende elastische Verformungsarbeit die Nennspannung auf ein Spannungsniveau zurückgeführt haben, bei dem weitere Zwillingsbildung nicht mehr möglich ist.

Dieser Umklappvorgang kann gedanklich mit dem „Kollabieren“ einer innerhalb der Probenmessstrecke, quer zur Kraftrichtung liegenden Schicht, verglichen werden. Mit weiter abnehmender Totaldehnung stellt sich ein erneuter Spannungsabfall ein. Die Spannungsabnahme erfolgt praktisch mit der gleichen Steigung, welche die Belastungskurve kurz vor Einsetzen des ersten kollektiven Umklappvorgangs aufweist, so dass hier auch weiteren kollektiven Zwillingsbildungsvorgängen stets eine geringe plastische Dehnung vorangeht.

Im Nennspannung-Zeit-Verlauf sind die Zwillingsbildungsvorgänge durch abrupte Spannungsanstiege erkennbar. Die durch das schlagartige Umklappen der betroffenen Gitterbereiche tatsächlich auftretende, hohe Spannungsänderungsgeschwindigkeit ist hierbei aufgrund der begrenzten Zeitauflösung der im Diagramm dargestellten Messdaten nicht sichtbar. Nach den Spannungsanstiegen nimmt die Nennspannung in einem nahezu linearen Verlauf mit der Versuchszeit ab, bis der nächste Umklappvorgang einsetzt. Tatsächlich lassen die hier für eine Versuchstemperatur von 50°C gezeigten Werte schon einen leicht gekrümmten Verlauf erkennen, während sich noch bei einer Versuchstemperatur von 20°C (Ergebnisse hier nicht dargestellt) ein streng linearer Verlauf einstellt. Bei dem für die niedrigen Versuchstemperaturen stellvertretend gezeigten, bei 50°C durchgeföhrten Versuch soll diese leichte, auf bestimmte plastische Effekte hinweisende Krümmung an dieser Stelle unberücksichtigt bleiben. Die thermische Aktivierung der Versetzungsbewegung ist bei dieser relativ niedrigen Temperatur noch relativ gering, so dass das Umklappen der Zwillinge ohne deutliche Relaxation der durch Zwillingsbildung verursachten Kohärenzspannungen erfolgt.

Der stark vereinfachte Ablauf des beschriebenen Verformungsprozesses ist in Abbildung 6.3 a) und b) schematisch dargestellt. Hierbei ist der sich elastisch verhaltende Teil der Probe durch eine Schraubenfeder mit der Federrate c , und das bei einem Spannungseinbruch nachgebende, auf Zwillingsbildung zurückzuführende Dehnungssinkrement $\Delta\epsilon_{p,t}$ durch ein unter der Feder liegendes Rechteck symbolisiert, weitere plastische Prozesse werden zunächst nicht berücksichtigt. Bei Zwillingsbildung „kollabiert“ ein Dehnungssinkrement, die Probe verkürzt sich um den Weg s und behält (im nicht verzwillingten Bereich) ihre ursprünglichen elastischen Eigenschaften. Diese Modellvorstellung lässt sich, wie in Abbildung 6.3 c) gezeigt, dadurch erweitern, dass man den von der Deformationszone entfernten Teil der Probe

weiterhin durch eine Feder (Federrate c_1), das elastische Verhalten in der Deformationszone jedoch durch Federn mit den Federraten c_2 und c_3 darstellt (hierbei soll $c_1 = c_2 + c_3$ gelten).

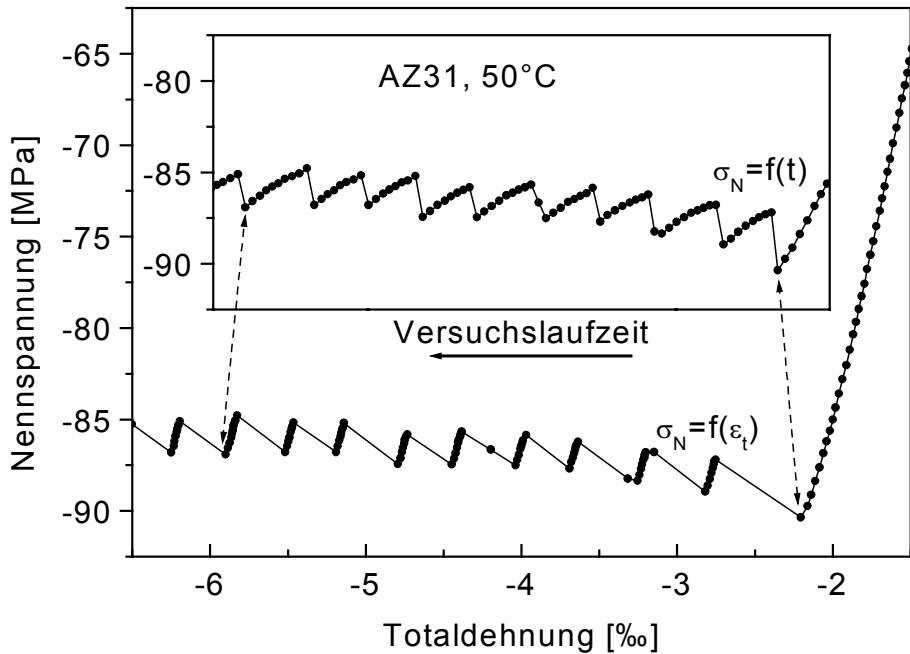


Abbildung 6.2: Nennspannung-Totaldehnung- und Nennspannung-Zeit-Verlauf von AZ31 bei 50°C.

Aus Zug- und Druckversuchen ist der für die Ausgangstextur repräsentative, in Probenlängsrichtung wirksame Elastizitätsmodul mit ca. 45 GPa bekannt. Der auch für AZ31 annähernd gültige, in Richtung der c-Achsen der hexagonalen Elementarzellen wirksame Elastizitätsmodul des reinen Magnesiums beträgt demgegenüber ca. 48 GPa. Die Zwillingscherung reproduziert das Ausgangskristallgitter von Magnesium unter einem Winkel von ca. 86,3°. Somit erfolgt die aus dem Druckversuch herrührende Beanspruchung der Elementarzellen in den Zwillingslamellen praktisch in Richtung der c-Achse, während sie im Ausgangsgefüge quer dazu erfolgt. Im Modell (Abbildung 6.3 d)) ist deshalb die Federrate c_3 höher als c_2 , da sie den höheren Elastizitätsmodul der Zwillingslamellen symbolisiert.

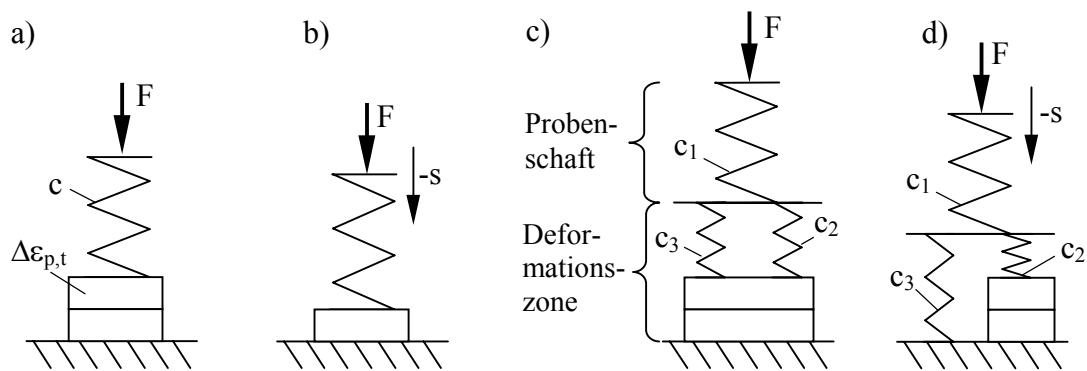


Abbildung 6.3: Feder-Deformationsweg-Modell der kollektiven Zwillingsverformung.

Solange keine zeitabhängigen Dehnungsvorgänge ablaufen, verhalten sich die Federn c_1 , c_2 und c_3 in der Summe ihrer Wirkung äquivalent zu der in Skizze a) verwendeten Feder c.

Somit bleiben die Verhältnisse des ursprünglichen Modells auch hier erhalten, wenn die Zwillingsbildung in der Deformationszone ein nur unter der linken Feder (c_3) liegendes Dehnungssinkrement $\Delta\varepsilon_{p,t}$ hat „kollabieren“ lassen, so dass diese eine Entlastung erfährt, während die rechte Feder (c_2) mit der aus dieser Entlastung resultierenden Druckkraft zusätzlich belastet wird. Die aus den unterschiedlichen Längen der beiden Federn resultierenden Kräfte repräsentieren die in Probenlängsrichtung wirksamen Kohärenzspannungen (siehe Abbildung 6.3 d)).

Während im mit 50°C Versuchstemperatur durchgeführten Druckversuch kaum Auswirkungen der mit der Zwillingsbildung einhergehen zeitabhängigen plastischen Verformung erkennbar sind, werden sie bei höheren Temperaturen deutlich sichtbar. Ein Beispiel bieten die in Abbildung 6.4 dargestellten Ergebnisse eines mit 100°C Versuchstemperatur durchgeführten Druckversuchs. Der Nennspannung-Totaldehnung-Verlauf ist mit dem des bei 50°C durchgeführten Versuchs durchaus vergleichbar. Auch hier beträgt die Zwillings-einsatzspannung ca. -90 MPa. Die Zwillingsbildung setzt ebenfalls nach geringer vorangegangener plastischer Dehnung ein und der nach Umklappvorgängen mit sinkender Totaldehnung einsetzende Nennspannungsabfall erfolgt ebenfalls mit der Steigung der Erstbelastungskurve. Der Nennspannung-Zeit-Verlauf des mit 100°C durchgeführten Versuchs lässt jedoch zu Beginn der Wiederbelastungskurven, in Abhängigkeit von der Höhe der Totaldehnungsbeiträge nach erfolgter Zwillingsbildung, unterschiedliche Verläufe erkennen. Hat ein Umklappvorgang zu besonders großen Totaldehnungssprüngen geführt, so nimmt die Nennspannung mit der Zeit zunächst zu und bleibt anschließend für einen gewissen Zeitraum praktisch konstant. Der Übergang vom horizontalen Verlauf auf die sich stets vor erneuter Zwillingsbildung einstellende, relativ schnelle Spannungsabnahme erfolgt stetig. Nach mittelgroßen Totaldehnungssprüngen tritt in der Wiederbelastungskurve kein Spannungsanstieg auf, die Kurve beginnt bereits mit einem horizontalen Abschnitt, und geht anschließend ebenfalls stetig auf den Bereich der schnellen Spannungsabnahme über. Für kleine Totaldehnungssprünge ist, bei ansonsten ähnlichem Nennspannung-Zeit-Verlauf, auch der horizontale Bereich nicht mehr zu beobachten, sondern lediglich ein allmähliches Einschwenken auf den Bereich der schnellen Spannungsabnahme.

Die Unterschiede zwischen den Nennspannung-Zeit-Verläufen bei Wiederbelastung beruhen auf verschieden hohen Beiträgen der Mikroeigenspannungsrelaxation, die vom Umfang der vorangegangenen Zwillingsverformung abhängen. Für sich allein genommen bewirkt die Relaxation einen mit der Zeit abnehmenden Nennspannungsanstieg, der von der typischen Höhe der Mikroeigenspannungen und vom Umfang des mikroeigenspannungsbehafteten Bereichs abhängt. Da sich die im Druckversuch aus der Versuchsführung herrührende Spannungsabnahme jedoch mit der Relaxation überlagert, dominiert nach relativ starker Zwillingsverformung zunächst die Relaxation, die Nennspannung nimmt mit der Versuchszeit ab. Nach einer gewissen Zeit entspricht die Geschwindigkeit, mit der die Nennspannung relaxationsbedingt zunimmt, vom Betrag her der aus der Versuchsführung herrührenden (gedachten) Spannungszunahme - zu diesem Zeitpunkt beobachtet man einen horizontalen

Nennspannung-Zeit-Verlauf. Mit fortschreitender Zeit nimmt der Anteil der Relaxation ab, bis die Abnahme der Nennspannung mit der Geschwindigkeit erfolgt, die sich stets vor erneuter Zwillingsbildung einstellt. Weniger starke Zwillingsverformung bewirkt schon zu Beginn der Wiederbelastung geringere Relaxationsgeschwindigkeiten, hier gelten die Angaben der entsprechenden Zeitpunkte nach starker Zwillingsverformung sinngemäß.

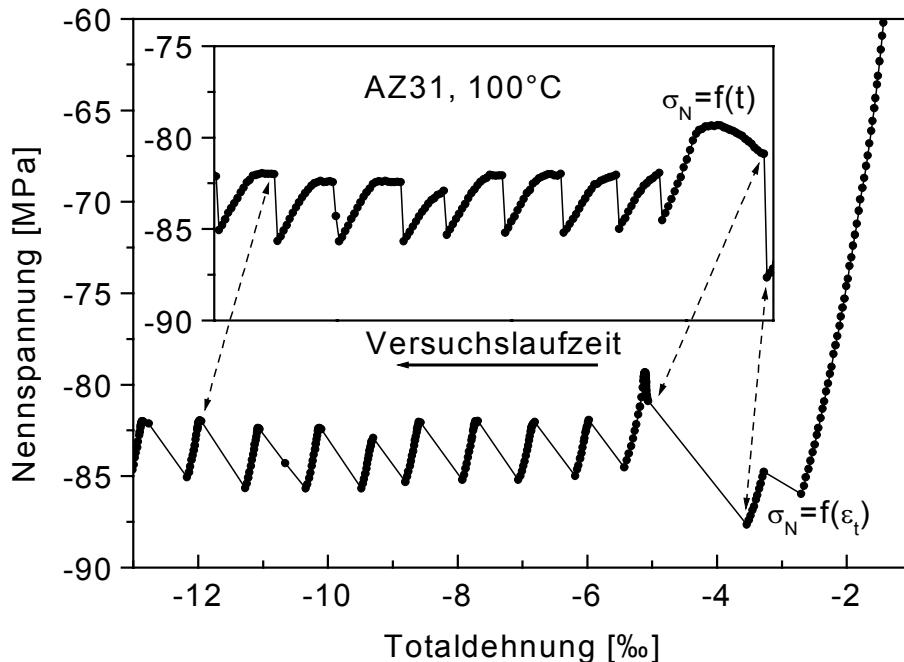


Abbildung 6.4: Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verlauf von AZ31 bei 100°C.

In Abbildung 6.5 sind die Nennspannungsverläufe des bei 100°C durchgeführten Druckversuchs für die ersten drei Umklappvorgänge nochmals dargestellt. Der nach dem zweiten Totaldehnungssprung trotz weiter abnehmender Totaldehnung auftretende Nennspannungsanstieg ist hier besonders ausgeprägt. Er belegt, wie der entsprechende Nennspannung-Zeit-Verlauf, die Relaxation der durch die kollektive Zwillingsbildung verursachten Mikrospannungen. Im bereits oben erläuterten Abschnitt des Nennspannung-Zeit-Verlaufs sind drei Zeitpunkte gekennzeichnet. Zum Zeitpunkt t_0 erfolgte das kollektive Umklappen der Gitterbereiche, eine Relaxation der dadurch entstandenen Mikrospannungen ist noch nicht erfolgt. Im Feder-Deformationsweg-Modell der kollektiven Zwillingsverformung ist dieser Zustand durch Abbildung 6.3 d) repräsentiert. Zur Berücksichtigung der Relaxation wurde dieses Modell durch die Dämpferelemente d_2 und d_3 erweitert, die im Kraftfluss der Federn c_2 und c_3 liegen (siehe Abbildung 6.6 a)). Da zum Zeitpunkt t_0 noch keine Relaxation stattgefunden hat, besitzen die Dämpferelemente noch ihre ursprüngliche Länge. Mit fortschreitender Zeit relaxiert die Kraft der durch Last- und Kohärenzspannungen stark gespannten Feder c_2 über den Dämpfer d_2 , der sich dadurch verkürzt. Der hierdurch sinkende Traganteil der Feder c_2 an der Prüfkraft bewirkt eine Steigerung der Kraft in Feder c_3 , die sich dadurch verkürzt. Allerdings bleibt die auf den Dämpfer d_3 wirkende Kraft so gering, dass seine wirksame Länge praktisch konstant bleibt. Somit bewegt sich der Fuß der Feder c_1 um

den Weg $-\Delta s_{R1}$. Diese Bewegung erfolgt zunächst schneller, und erreicht etwa zum Zeitpunkt t_1 die Geschwindigkeit, mit der sich die aus der Versuchsführung stammende Verschiebung des oberen Endes der Feder c_1 vollzieht. Dementsprechend verlängert sich die Feder c_1 , so dass der Betrag der Prüfkraft bis zum Zeitpunkt t_1 um ΔF abnimmt (siehe Abbildung 6.6 b)). Hieraus ergeben sich die bei abnehmender Totaldehnung ansteigenden Nennspannungen.

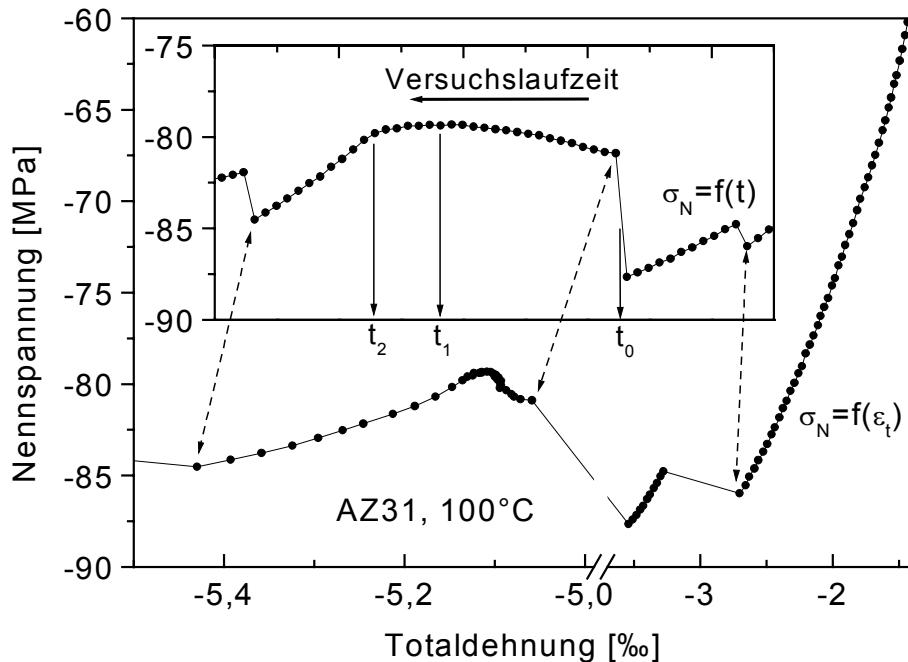


Abbildung 6.5: Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verlauf von AZ31 bei 100°C (Ausschnitt aus Abbildung 6.4).

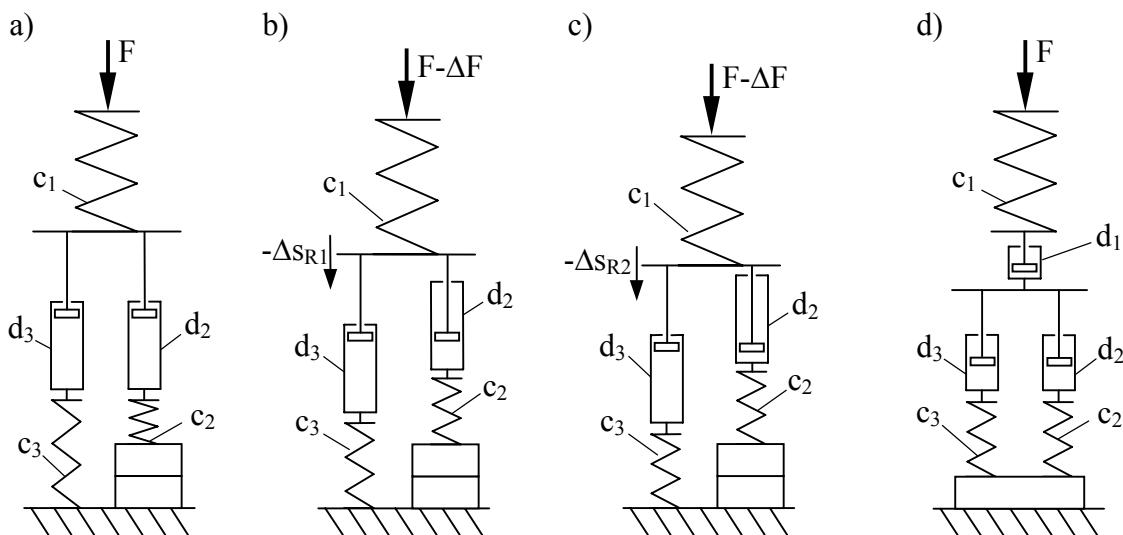


Abbildung 6.6: Feder-Dämpfer-Deformationsweg-Modell zur Erläuterung der gerichteten Relaxation nach kollektiver Zwillingsverformung.

Zum Zeitpunkt t_2 ist die Verkürzung des Dämpfers d_2 , welche aus der nun abgebauten Kraftdifferenz zwischen den Federn c_2 und c_3 resultierte, praktisch beendet (siehe Abbildung 6.6 c)). Dieser Relaxationsvorgang hat bei gleichbleibender Nennspannung zu einer Verschiebung der Feder c_1 um den Weg $-\Delta s_{R2}$ geführt, so dass die Totaldehnung in diesem

Zeitintervall abnimmt. Im weiteren Verlauf der Belastung, bis zum Einsetzen des nächsten kollektiven Zwillingsbildungsvorgangs, wird die Abnahme der Nennspannung überwiegend von den elastischen Eigenschaften der Probe bestimmt, da die Dämpferelemente d_2 und d_3 bei 100°C Versuchstemperatur aufgrund der Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit nur einen geringen zusätzlichen Deformationsanteil liefern.

Das im Feder-Dämpfer-Deformationsweg-Modell dargestellte Dämpferelement d_3 ist zur Erläuterung der Nennspannungsverläufe des bei 100°C durchgeführten Druckversuchs als praktisch starres Element dargestellt worden, da sein Deformationsbeitrag in den beschriebenen Phasen entweder gering ist, oder durch die Wirkung des Dämpferelements d_2 überkompensiert wird, so dass dessen Wirkung in den Nennspannungsverläufen nicht erkennbar ist. Nach mechanischer Zwillingsbildung an warmgewalztem AZ31 durchgeführte Neutronenbeugungsmessungen (Verformung und Messung bei Raumtemperatur) [152] haben an Zwillingslamellen in der ursprünglichen Belastungsrichtung wirksame Gitterdehnungen ergeben, die Zugeigenspannungen von etwa 100 MPa entsprechen, so dass bei höheren Temperaturen auch hier mit Relaxationsprozessen zu rechnen ist.

Im bei einer Versuchstemperatur von 150°C durchgeführten Druckversuch überlagert sich der Zwillingsbildung und der Relaxation der dadurch hervorgerufenen Mikroeigenspannungen eine zeitabhängige plastische Verformung, wie die in Abbildung 6.7 gezeigten Nennspannungsverläufe erkennen lassen. Zu den bereits für eine Temperatur von 100°C erläuterten Relaxationsvorgängen ergeben sich auch bei 150°C keine prinzipiellen Unterschiede. Zur Berücksichtigung der Kriechdehnung ist das Feder-Dämpfer-Deformationsweg-Modell durch ein weiteres Dämpfungselement d_1 ergänzt worden (Abb. 6.6 d)), das der den Probenschaft repräsentierenden Feder c_1 vorgeschaltet ist. Mit der höheren Temperatur ergeben sich jedoch Unterschiede bei der Zwillingsbildung, wie die Ausschnitte aus dem bereits gezeigten Nennspannung-Totaldehnung- und Nennspannung-Zeit-Verlauf (siehe Abb. 6.8) erkennen lassen: In benachbarten Gitterbereichen ablaufende Umklappvorgänge sind aufgrund verbesserter Gleitmöglichkeiten weniger stark miteinander gekoppelt, so dass Zwillingsbildungsvorgänge nicht mehr unbedingt durch einen abrupten Spannungsabfall, sondern auch durch allmählich ansteigende Nennspannungen in Erscheinung treten können. Ein Beispiel bietet die nach vorangegangener, quasikontinuierlicher Zwillingsbildung im Zeitraum zwischen t_0 und t_1 auftretende Spannungsrelaxation, die trotz abnehmender Totaldehnung einen allmählichen Nennspannungsanstieg bewirkt. Dieser Vorgang führt zu lokalen Spannungsumlagerungen, die einen umfangreicheren Zwillingsbildungsvorgang einleiten, der zum Zeitpunkt t_1 einen abrupten Spannungsanstieg verursacht. Nach umfangreichen Umklappvorgängen erfolgt der Verlauf der Wiederbelastungskurve zunächst mit der Steigung der Erstbelastungskurve, wie die in den Nennspannung-Totaldehnung-Verlauf eingezeichneten Tangenten verdeutlichen sollen. Der mit weiter abnehmender Nennspannung (z.B. bei t_2) einsetzende, verzögerte Spannungsrückgang tritt erst im bei 150°C durchgeführten Druckversuch in Erscheinung. Auch in diesen Abschnitten vollzieht sich, neben Kriech- und Gleitvorgängen, quasikontinuierlich verlaufende Zwillingsbildung, deren Merkmal ein mit abneh-

mender Totaldehnung ansteigender Nennspannungsverlauf ist, ohne dass dem ein durch Umklappvorgänge hervorgerufener, plötzlicher Nennspannungsanstieg unmittelbar voranging. Ein Beispiel hierfür bietet der im Totaldehnungsbereich von $-6,5$ bis $-7,5\%$ wellenförmige Nennspannungsverlauf.

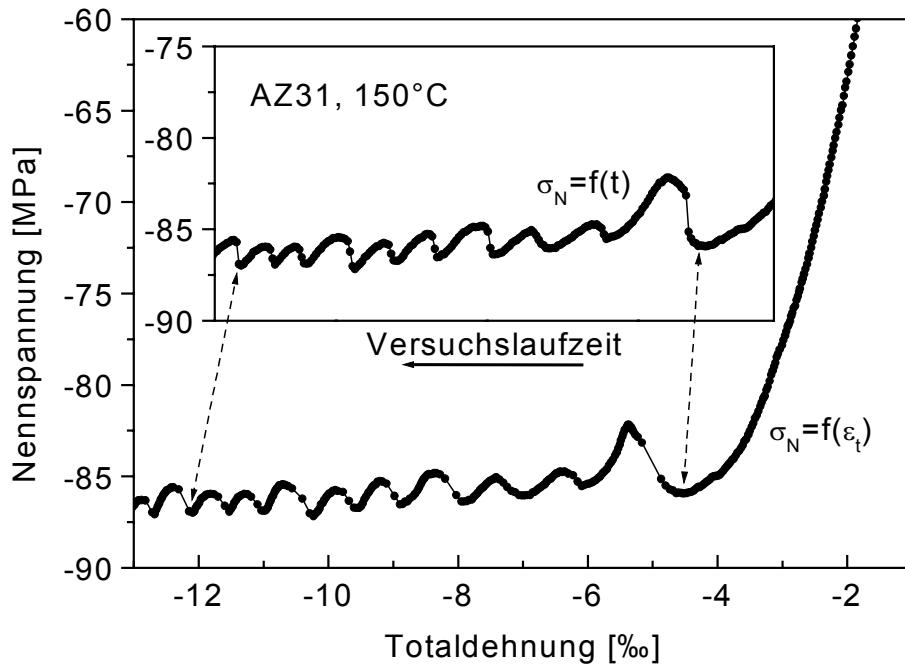


Abbildung 6.7: Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verlauf von AZ31 bei 150°C .

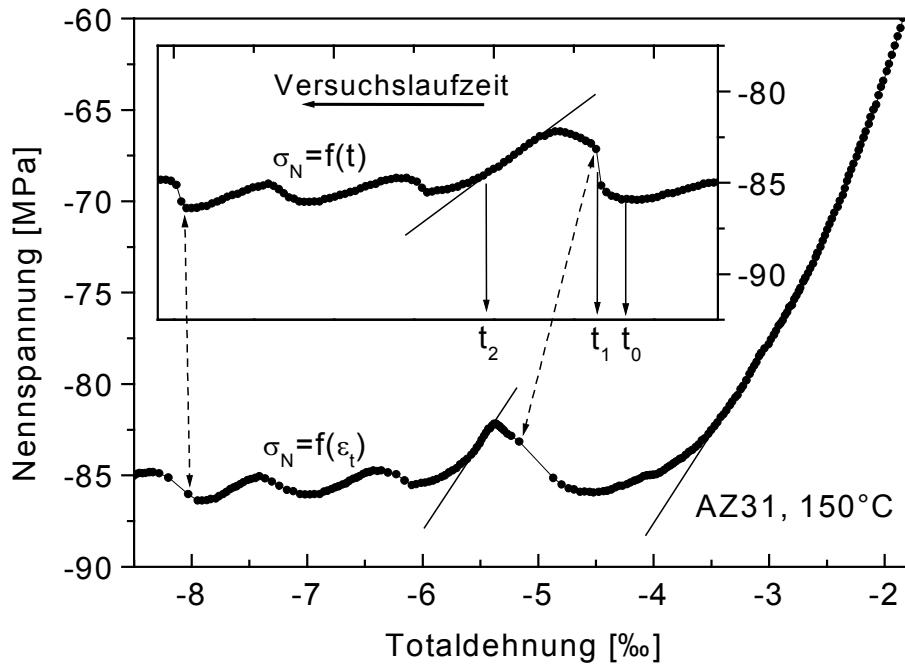


Abbildung 6.8: Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verlauf von AZ31 bei 150°C (Ausschnitt aus Abbildung 6.7).

6.2 Diskussion des quasistatischen Verformungsverhaltens von AZ91

In Abbildung 6.9 sind die bereits zuvor (Abb. 5.31) gezeigten 0,2%-Dehn- und Stauchgrenzen von AZ91 gemeinsam mit den entsprechenden Kennwerten von AZ31 in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur dargestellt. Wie bereits erwähnt, sind die an AZ91 bis zur Raumtemperatur im Druckbereich gemessenen $R_{d,p0.2}$ -Werte größer als die bei Zugbeanspruchung beobachteten $R_{p0.2}$ -Werte. Im Temperaturbereich von 50 bis 200°C kehren sich die Verhältnisse um, die $R_{d,p0.2}$ -Grenzen liegen unter den $R_{p0.2}$ -Dehgrenzen. Über 200°C ergeben sich dann für beide Beanspruchungsrichtungen praktisch einheitliche Werte.

Ursache ist eine unter Zugbeanspruchung bereits bei niedrigen Temperaturen einsetzende Zwillingsbildung, deren Umfang jedoch aufgrund relativ weniger zur Verfügung stehender, günstig orientierter Kristallite deutlich begrenzt ist. Demgegenüber bleibt die Zwillingsbildung bei Druckbeanspruchung und niedrigen Temperaturen zunächst aus, bei höheren Temperaturen tritt sie jedoch in größerem Umfang auf, als bei Zugbeanspruchung. Durch die mit steigender Temperatur zunehmende Aktivierung prismatischer und pyramidaler Gleitsysteme verliert die Zwillingsbildung bei Temperaturen über 200°C, wie bereits beim AZ31 beobachtet, an Bedeutung, so dass zwischen Zug- und Druckverformung keine wesentlichen Unterschiede mehr erkennbar sind (siehe Pfeil in Abb. 6.9).

Aufgrund der Geometrie der hexagonalen Gitterstruktur ist bei statistisch regelloser Orientierungsverteilung der Kristallite, wie sie bei den gegossenen AZ91-Proben im Ausgangszustand vorliegt, stets ein höherer Anteil der c-Achsen quer zu einer beliebigen Betrachtungsrichtung orientiert, als in dieser Richtung. Generell kann der Magnesiumkristall durch Zugbeanspruchung in Richtung der c-Achse ($<0001>$ -Richtung) und durch Druckbeanspruchung quer dazu verzwilligt werden. Deshalb stehen der Zwillingsverformung im Kristallhaufwerk mit statistisch regelloser Orientierungsverteilung bei Druckbeanspruchung mehr günstig orientierte Elementarzellen zur Verfügung, als bei Zugbeanspruchung.

Der in Richtung der c-Achse wirkende, relativ hohe Elastizitätsmodul lässt Kristallite mit in Beanspruchungsrichtung orientierter c-Achse wie eine harte Phase wirken. Aufgrund des höheren Elastizitätsmoduls erfahren sie bei aufgeprägter Dehnung höhere Spannungen, als ihre Umgebung mit anderer Kristallorientierung. In diesen Kristalliten führt Zugbeanspruchung bei niedrigen Temperaturen deshalb zu Zwillingsbildung, während sie bei Druckbeanspruchung eine Stützwirkung bieten, die den Spannungsanstieg in den umgebenden Kristalliten reduziert, so dass Zwillingsbildung in diesen eher nicht (oder erst bei deutlich höheren Spannungsbeträgen) erfolgt. Deshalb beobachtet man bei relativ geringen Dehnungen und Temperaturen von bis zu 20°C unter Druckbeanspruchung höhere Nennspannungsbeträge, als unter Zugbeanspruchung. Da mit steigenden Temperaturen kristallographisches Gleiten in den interglobularen, eutektischen Bereichen leichter möglich wird, lässt die oben erwähnte Stützwirkung nach. Es kommt dadurch zu einer gleichmäßigeren Spannungsverteilung, so dass die mit den c-Achsen parallel zur Lastrichtung orientierten Kristallite unter

Zugbeanspruchung erst bei relativ höheren Nennspannungen verzwillingen, während bei Druckbeanspruchung zur Zwillingsbildung in den Elementarzellen mit quer zur Lastrichtung orientierten c-Achsen schon relativ niedrigere Nennspannungsbeträge genügen.

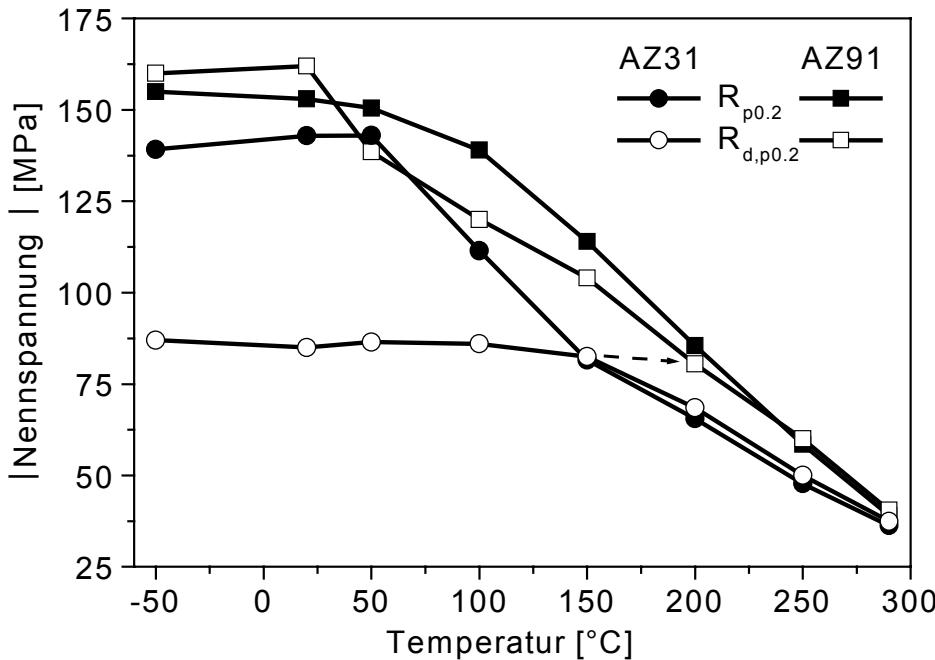


Abbildung 6.9: Temperaturabhängigkeit der 0,2%-Dehn- bzw. Stauchgrenzen von AZ31 und AZ91.

Da die 0,2%-Dehn- und Stauchgrenzen nur einen Aspekt des Verformungsverhaltens abbilden können, sind in Abbildung 6.10 ergänzend die Nennspannungsbeträge über den Totaldeformationsbeträgen von AZ91 für die Anfangsphase von Zug- bzw. Druckversuchen dargestellt, die in einem Temperaturintervall von 20 bis 290°C durchgeführt wurden. Die fett gedruckten Kurven geben die Daten der Druckversuche wieder, die im folgenden diskutiert werden. Bis zu einer Temperatur von 200°C schließt sich der elastischen Geraden ein Bereich ($-0,18\% > \varepsilon_t > -0,56\%$ für 20°C Versuchstemperatur) mit relativ konstanter Steigung an, in dem, wie oben beschrieben, die günstig orientierten Kristallite verzwillingen. Während an den stark texturierten AZ31-Proben unter Druckbeanspruchung bei abnehmender Totaldehnung kristallographisch nahezu gleichwertige Gitterbereiche bei quasi konstantem Nennspannungsbetrag sequentiell kollektiv verzwillingt werden, erfolgt die Zwillingsbildung an druckgegossenem AZ91 bei zunehmendem Totaldehnungsbetrag zunächst mit etwa linear steigendem Nennspannungsbetrag. Aufgrund der geringen Korngröße und der statistisch regellosen Orientierungsverteilung der Kristallite der druckgegossenen Proben vollzieht sich die Zwillingsbildung asynchron, so dass bei der Verformung nicht die ausgeprägten Spannungssprünge auftreten, die an der scharfen Textur der gewalzten AZ31-Bleche beobachtet wurden.

Da fortschreitende Zwillingsverformung stets die aktuell optimal geeigneten Kristallite betrifft, nimmt die Eignung der verbleibenden Kristallite zur Zwillingsverformung allmählich ab. Gewiss kann dabei neben der kristallographischen Orientierung z.B. auch die Korngröße bedeutenden Einfluss auf die Eignung zur Zwillingsverformung haben. Bei der hier vorliegen-

den, etwa einheitlichen Korngröße von $10 - 15 \mu\text{m}$ ist die Fehlorientierung der verbleibenden unverformten Kristallite als relevante Einflussgröße anzusehen. Geometrische Betrachtungen ergeben, dass bei zunehmender Fehlorientierung der Elementarzellen die zur Zwillingsverformung erforderliche Nennspannung etwa in gleicher Weise zunimmt, wie der in Richtung der Belastung wirkende plastische Dehnungsanteil abnimmt. Somit könnte der bei Druckbeanspruchung bis zu einer Temperatur von 200°C im Anschluss an die elastische Gerade auftretende lineare Zusammenhang zwischen Nennspannung und Totaldehnung eine statistisch nahezu regellose Orientierungsverteilung der Kristallite bestätigen.

Ähnliche Nennspannung-Totaldehnung-Verläufe lassen sich jedoch auch an eigenspannungsbehafteten Systemen bei quasistatischer Belastung beobachten. Tatsächlich ergeben die an AZ91-Proben im Ausgangszustand durchgeführten Eigenspannungsmessungen an der Probenoberfläche maximale Zugeigenspannungen in Höhe von etwa 50 MPa . Inwiefern der beschriebenen Zwillingsbildung hier noch ein mechanischer Eigenspannungsabbau überlagert ist, wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht.

Nachdem die Zwillingsbildung einen gewissen Anteil der günstig orientierten Kristallite erfasst hat, schließt sich mit zunehmender Verformung ein Bereich der Verfestigungskurve an, in dem der Nennspannungsbetrag mit zunehmendem Totaldehnungsbetrag langsamer ansteigt. In diesem Abschnitt überlagert sich der weiteren Zwillingsbildung ein zunehmender Anteil von durch Versetzungsbewegung getragener plastischer Deformation.

Unter Druckbeanspruchung bewirkt die Zwillingsbildung eine Texturänderung, die hinsichtlich der Prismengleitung und der einfachen Pyramidalgleitung zu einer Verringerung der günstig zur Lastrichtung orientierten Prismenebenen führt. Demzufolge steigt der Nennspannungsbetrag in diesem Abschnitt des Druckversuchs mit dem Totaldehnungsbetrag schneller an, als bei einem entsprechenden Zugversuch.

In den (dünn gedruckten) Nennspannung-Totaldehnung-Verläufen der Zugversuche (siehe Abbildung 6.10) vollzieht sich der Übergang von der elastischen Geraden auf die Verfestigungskurve allmählich, da der Anteil der Zwillingsverformung, aufgrund des kleineren Anteils günstig orientierter Kristallite, geringer ausfällt. Im Temperaturbereich von -50°C bis 200°C liegen die Nennspannungsbeträge der Druckversuche deutlich über denen der Zugversuche, wenn ein plastischer Dehnungsbetrag von etwa 1% überschritten wird. Diese Spannungsunterschiede sind auf die unterschiedlichen Texturzustände zurückzuführen, die sich durch Zwillingsbildung bei Zug- bzw. Druckbeanspruchung ausbilden. Die Skizzen in Abbildung 6.10 symbolisieren die Vorzugsorientierung der Elementarzellen nach der Zwillingsbildung. Während plastische Zugverformung den Anteil von Elementarzellen, im Vergleich zum Ausgangszustand, mit quer zur Belastungsrichtung orientierten c-Achsen etwas erhöht, verringert Druckverformung diesen Anteil in stärkerem Maße. Somit ergeben sich vorwiegend zur Beanspruchungsrichtung geneigte, oder in Beanspruchungsrichtung orientierte Prismenebenen. Druckverformung schränkt deshalb sowohl die Möglichkeiten der

einfachen Pyramidagleitung vom Typ $\{1\bar{1}01\}<11\bar{2}0>$, als auch die der Prismengleitung vom Typ $\{1\bar{1}00\}<11\bar{2}0>$ (siehe Abb. 2.9) ein, während Zugverformung diese begünstigt.

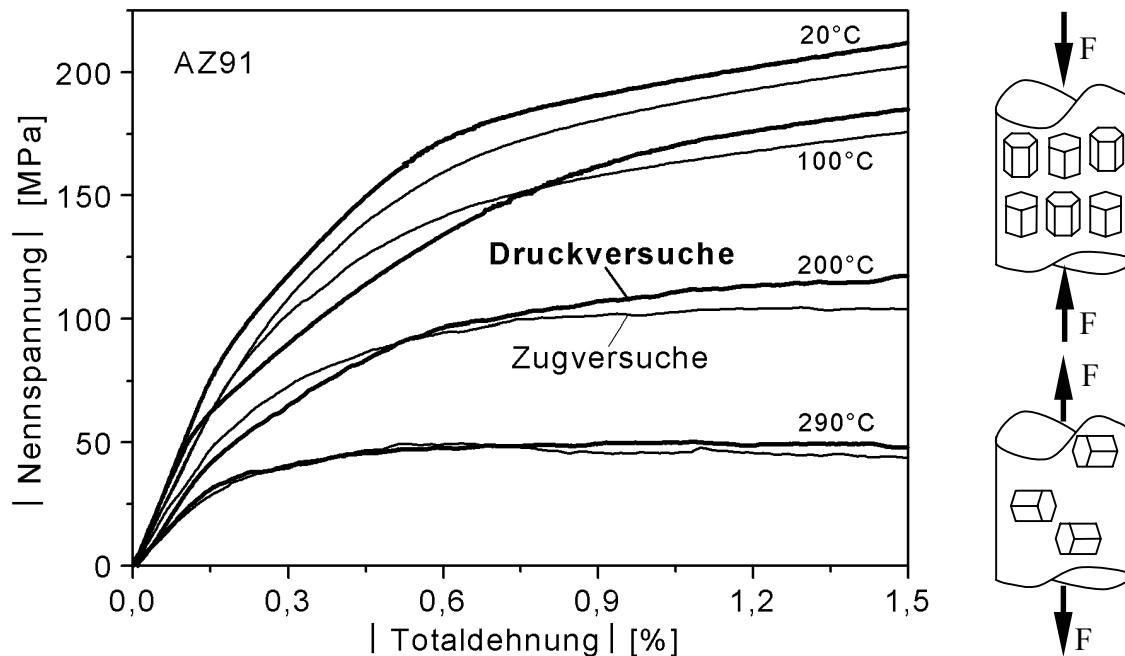


Abbildung 6.10: Links: Nennspannung-Totaldeformation-Verläufe von AZ91 aus Zug- bzw. Druckversuchen, rechts: Vorzugsorientierung der Elementarzellen in AZ91 nach Zug- und Druckverformung.

6.3 Diskussion des Relaxationsverhaltens

Das Relaxationsverhalten der untersuchten Magnesiumwerkstoffe hängt stark von der Temperatur, in bestimmten Temperaturbereichen auch von der Textur und der vorangegangenen Beanspruchung ab. Um die Ergebnisse der hier durchgeföhrten Relaxationsversuche besser verstehen zu können, sollte man berücksichtigen, dass sich die Versuche über zwei Phasen erstrecken, die beide bedeutenden Einfluss auf die ablaufenden mikrostrukturellen Prozesse haben. Zunächst vollzieht sich die Belastungsphase, der sich die eigentliche Relaxationsphase anschließt. Da die erforderliche Totaldehnung während der Belastungsphase bei der Versuchstemperatur aufgeprägt wird, laufen in Abhängigkeit von der Temperatur verschiedene Prozesse ab. Im Gegensatz zu den bei Eigenspannungsrelaxationsuntersuchungen üblichen Vorgehensweise liegen deshalb schon zu Beginn der Relaxation unterschiedliche Mikrostrukturen vor.

Die für eine Versuchszeit von einer Stunde in Abbildung 6.11 über der Versuchstemperatur dargestellte Nennspannungsrelaxation lässt nur für AZ31, und nur für Versuchstemperaturen von 50 und 100°C, deutliche Unterschiede erkennen. Obwohl die gewählte Darstellung grundlegende Unterschiede des Relaxationsverhaltens erkennen lässt, ist sie zur Analyse der Relaxationsvorgänge weniger geeignet. Unterschiede zwischen den bei der Relaxation ablaufenden Prozessen sind auch in einer Auftragung des Verhältnisses der Anfangsnennspannung σ_{N0} und der Nennspannung σ_N über der Relaxationszeit t nicht gut sichtbar. Bei einer Darstellung der Messwerte in Form eines $\lg [\ln (\sigma_{N0}/\sigma_N)] - \lg t$ -Diagramms lassen

sich diese besser beobachten, denn nach [153] verhalten sich die Werte gemäß:

$$\lg\left(\ln \frac{\sigma_{N0}}{\sigma_N}\right) = m * \lg t + m * \lg A \quad (\text{Gl. 6.1})$$

wobei m ein vom dominierenden Relaxationsmechanismus abhängiger Zahlenwert, und A proportional zu $\exp(-Q/kT)$ ist (mit der im betrachteten t, T -Intervall wirksamen Aktivierungsenergie Q und der Boltzmannkonstante k). Somit ergeben einheitliche Relaxationsmechanismen Geraden mit konstanter Steigung, während allmählich wechselnde Mechanismen bei gleicher Temperatur meist durch unterschiedliche Krümmungen, bei verschiedenen Temperaturen und äquidistanten Temperaturschritten neben eventuell unterschiedlichen Krümmungen durch unstetigen Verlauf der Werte des Achsenabschnitts auffallen.

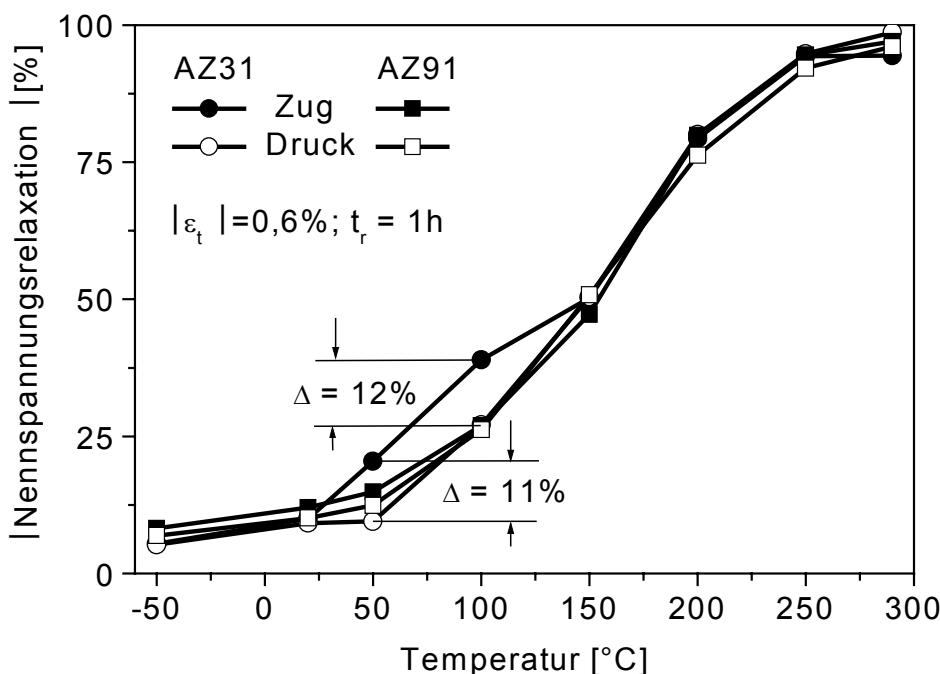


Abbildung 6.11: Auf die Anfangsnennspannung bezogene Nennspannungsrelaxation von AZ31 und AZ91 bei 0,6% positiver bzw. negativer Anfangstotaldeformation nach einer Relaxationszeit von einer Stunde in Abhängigkeit von der Temperatur.

Im folgenden sind die Ergebnisse der an AZ31 und AZ91 während einer Anfangsverformung von 0,6% bzw. -0,6% Totaldehnung folgenden Relaxation entsprechend dargestellt. Aufgrund der teils geringen Spannungsänderungen bei gleichzeitig auftretendem Signalrauschen sind durch Polynome dritten Grades approximierte Verläufe gezeigt. Bei fast allen Kurven fällt eine leichte Rechtskrümmung auf, die auf mit der Versuchszeit nachlassende Relaxation hinweist, ein Effekt der experimentell häufig beobachtet und mit dem Nachlassen der Spannungen als treibender Kraft begründet wird [153].

Die Ergebniskurven des unter Zugbeanspruchung relaxierenden AZ31 ähneln einem stetig verlaufenden Parameterfeld, nur der Übergang zwischen den Verläufen für 50 und 100°C Versuchstemperatur lässt eine Unstetigkeit erkennen, die auf wechselnde Relaxations-

mechanismen hinweist (siehe Abbildung 6.12).

Unter Druckbeanspruchung beobachtet man an AZ31 mehrere Abweichungen vom oben beschriebenen Parameterfeld (siehe Abbildung 6.13). Bei 290°C und kurzen Zeiten vollzieht sich eine überproportional starke Relaxation, so dass hier von einem Relaxationsmechanismus auszugehen ist, der von dem für den Temperaturbereich von 100 bis 250°C relevanten abweicht. Für 290°C und die zu Beginn des Relaxationsversuchs relativ hohe Spannung ist für reines Magnesium Potenzgesetzkriechen zu erwarten, wie ein Vergleich mit der in Abbildung 2.10 gezeigten Verformungsmechanismuskarte [13] erkennen lässt. Gewiss dürfen die Unterschiede zwischen stationären Kriech- und instationären Relaxationsvorgängen, die eher dem Mikrokriechen im Primärbereich ähneln, sowie die Unterschiede in Mikrostruktur und chemischer Zusammensetzung nicht ignoriert werden. Trotzdem liegt die Vermutung nahe, dass hier der das Potenzgesetzkriechen dominierende Einfluss des Versetzungskletterns überwiegt (mit einer für reines Magnesium gültigen Aktivierungsenergie von 230 kJ/mol \approx 2,384 eV [13]). Die schon für Zugspannungsrelaxation an AZ31 beobachtete Unstetigkeit zwischen 50 und 100°C Versuchstemperatur tritt bei Druckspannungsrelaxation stärker hervor. Darüber hinaus weisen die Verläufe für Versuchstemperaturen von -50, 20 und 50°C Linkskrümmung und Wendepunkte auf, so dass sich hier mit wachsender Versuchszeit ein Übergang auf Relaxationsvorgänge vollzieht, die deutlich höhere Aktivierungsenergien erfordern, wie später gezeigt wird.

Die Verläufe von unter Zugnennspannungen relaxierendem AZ91 zeigt Abbildung 6.14. Wie bereits für die gleiche Belastung für AZ31 beobachtet, liegen im Temperaturbereich von 290 bis 100°C einheitliche Kurvenverläufe vor, die auf einen einheitlichen Relaxationsmechanismus schließen lassen. Die relativ starke Rechtskrümmung, die innerhalb der ersten 30 Sekunden des mit 100°C durchgeföhrten Versuchs auftritt, lässt jedoch einen Wechsel des dominierenden Relaxationsmechanismus erwarten, den die Überschneidung mit den Graphen der bei niedrigeren Temperaturen durchgeföhrten Experimente bestätigt.

Im Temperaturbereich von 100 bis 290°C ist die Drucknennspannungsrelaxation von AZ91 (siehe Abbildung 6.15) nahezu identisch mit der an AZ31 beobachteten. Auch hier ist für eine Temperatur von 290°C innerhalb der ersten ca. 50% der Nennspannungsrelaxation ein von den weiteren Kurven abweichender (stärker rechtsgekrümpter) Verlauf erkennbar, der in diesem Abschnitt auf erhöhte Aktivierungsenergie und damit verbundem Versetzungsklettern (siehe oben) schließen lässt. Während sich bei druckbelastetem AZ31 ein weiterer Wechsel der Relaxationsmechanismen beim Übergang von 100 auf 50°C vollzieht, lassen die entsprechenden Kurven bei AZ91 keinen prinzipiellen Unterschied erkennen. Der Wechsel vollzieht sich hier offenbar bei einer geringeren, zwischen 20 und 50°C liegenden Temperatur, wie die „Offsetverschiebungen“ der Kurven für 20 und -50°C, sowie die im Bereich größerer Versuchszeiten liegende, geringe Steigung der 20°C-Kurve erkennen lassen.

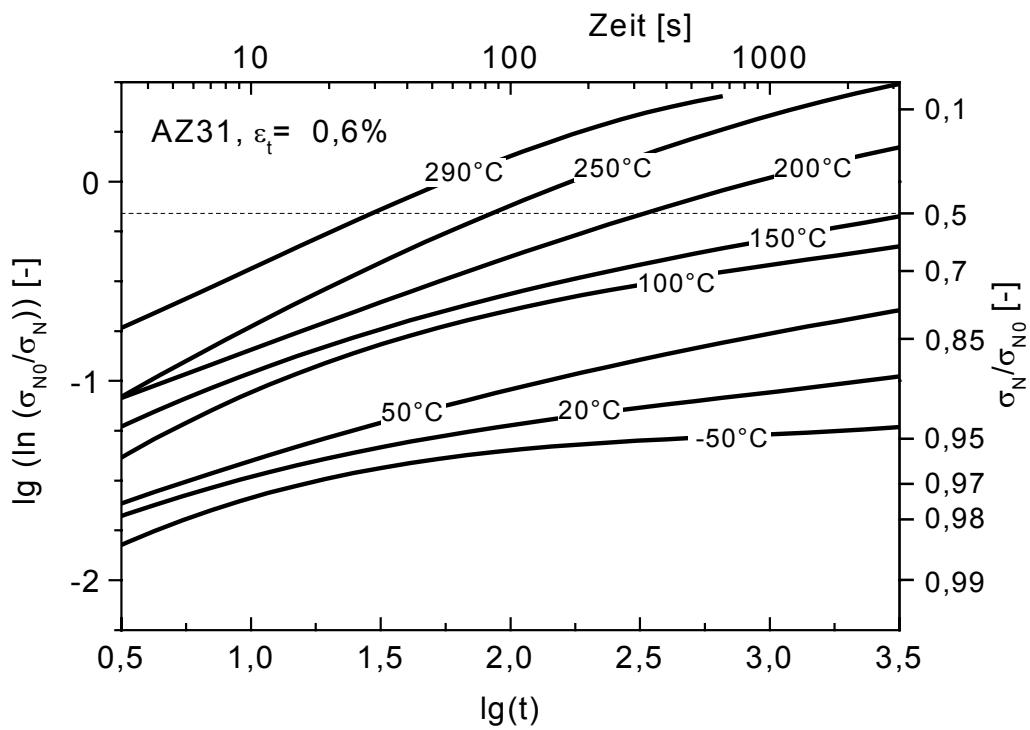


Abbildung 6.12: Relaxation von AZ31 bei 0,6% Anfangstotaldeformation im $\lg [\ln (\sigma_{N0}/\sigma_N)]$ - $\lg t$ - Diagramm.

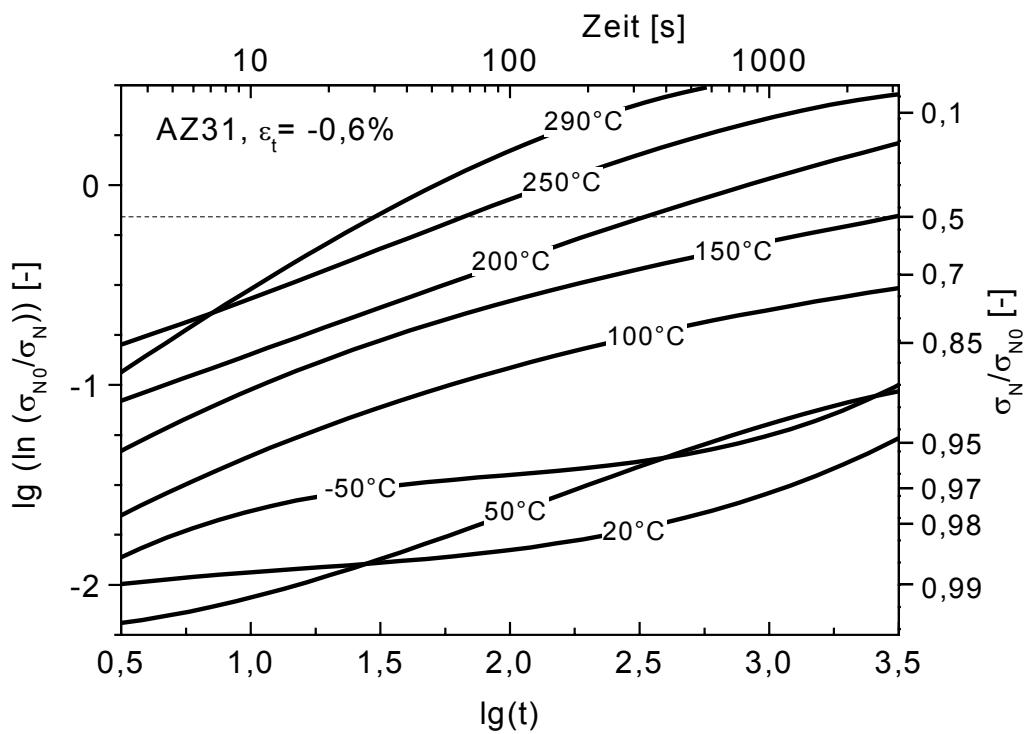


Abbildung 6.13: Relaxation von AZ31 bei -0,6% Anfangstotaldeformation im $\lg [\ln (\sigma_{N0}/\sigma_N)]$ - $\lg t$ - Diagramm.

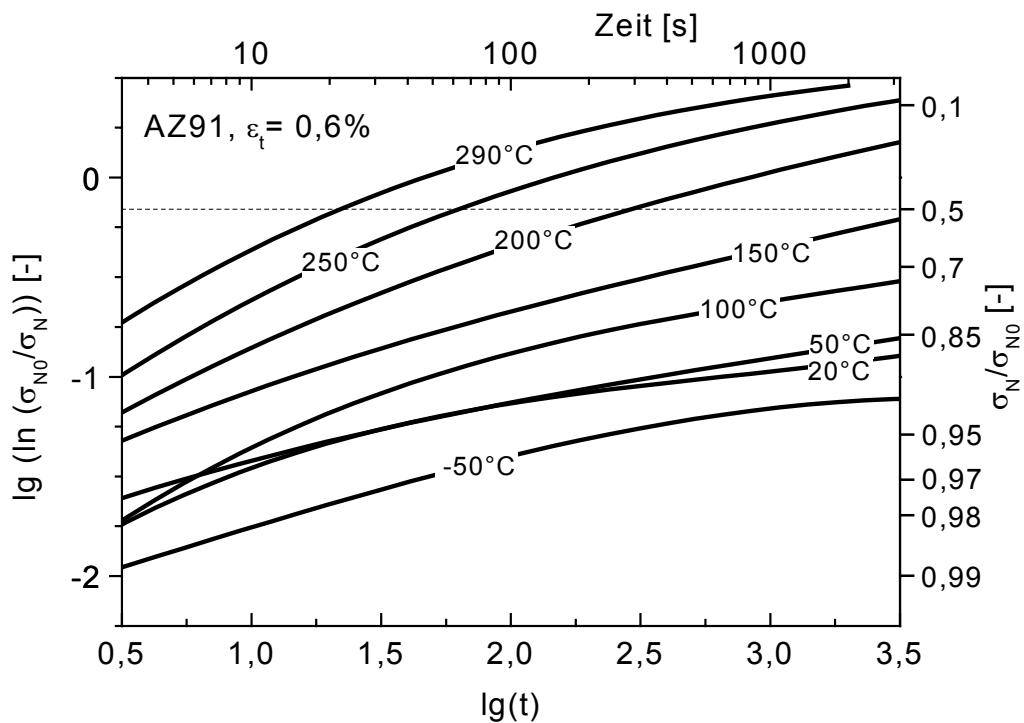


Abbildung 6.14: Relaxation von AZ91 bei 0,6% Anfangstotaldeformation im $\lg [\ln (\sigma_{N0}/\sigma_N)]$ - $\lg t$ - Diagramm.

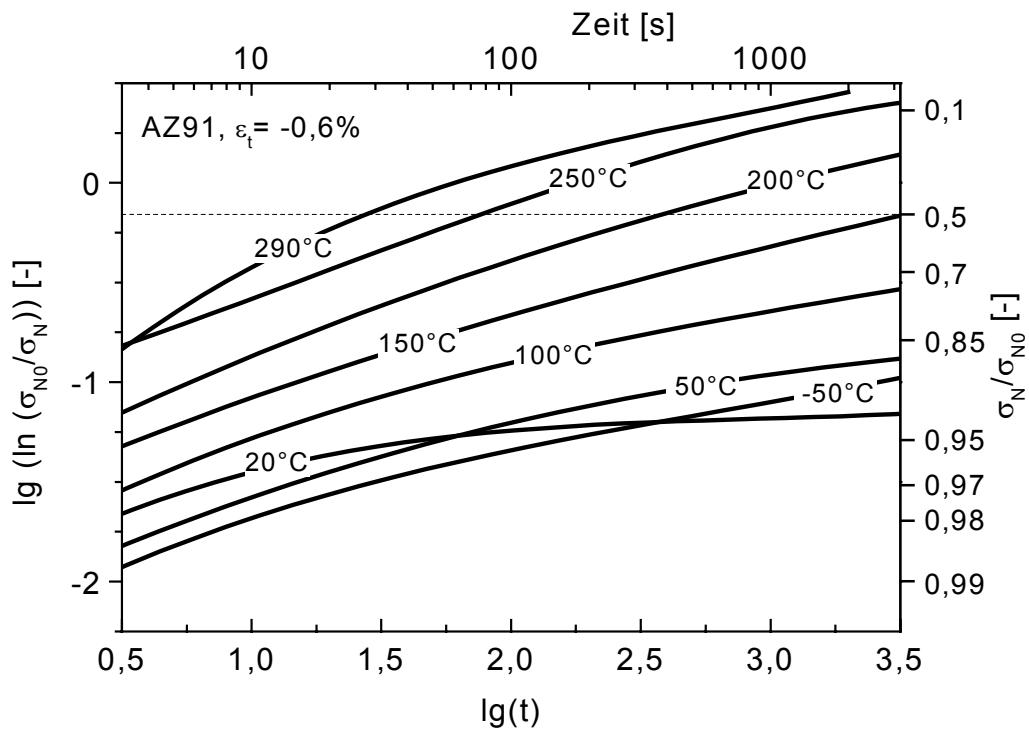


Abbildung 6.15: Relaxation von AZ91 bei $-0,6\%$ Anfangstotaldeformation im $\lg [\ln (\sigma_{N0}/\sigma_N)]$ - $\lg t$ - Diagramm.

Der Logarithmus der Zeiten, die in Abhängigkeit der Temperatur für einen bestimmten, auf die Anfangsnennspannung bezogenen Nennspannungsabbau notwendig sind, lassen sich über dem Kehrwert des Produkts aus Boltzmannkonstante und absoluter Temperatur darstellen. Aus solchen Diagrammen lässt sich die für den entsprechenden Nennspannungsabbau

notwendige Aktivierungsenergie ermitteln, da sich durch das Verbinden von Wertepaaren für konstanten Nennspannungsabbau bei gleichen Relaxationsmechanismen Geraden mit der Steigung $Q/\ln(10)$ ergeben [153].

Abbildung 6.16 zeigt die Ergebnisse der entsprechenden Relaxationsversuche in dieser Darstellung für 3-, 15-, 50- und 90%-ige Nennspannungsrelaxation ($\sigma_{(N)}/\sigma_{(N0)} = 0,97 - 0,1$). Die Daten lassen sich relativ gut durch Geraden darstellen, wenn man die bereits in den Erläuterungen zu den Abbildungen 6.12 - 6.15 erwähnten, auf unterschiedliche Relaxationsmechanismen hinweisenden Merkmale berücksichtigt.

In den obigen Diagrammen ist der 50%-ige Nennspannungsabbau ($\sigma_{(N)}/\sigma_{(N0)} = 0,5$) durch gestrichelte Linien angedeutet. Man erkennt, dass diese Linien durch die $\lg [\ln(\sigma_{N0}/\sigma_N)] - \lg t$ Verläufe unter einer nahezu einheitlichen Steigung geschnitten werden, so dass für diesen Bereich von etwa einheitlichen Relaxationsmechanismen auszugehen ist. Im $\lg t, 1/kT$ -Diagramm lassen sich die Datenpunkte beider Werkstoffe und Belastungsrichtungen für eine 50%-ige Nennspannungsrelaxation gut durch eine einzige Gerade mit der Steigung m darstellen. Die daraus gemäß der Gleichung $Q = m * \ln 10$ für den Temperaturbereich von 150 bis 290°C ermittelte Aktivierungsenergie liegt mit 0,72 eV nur geringfügig unter der Aktivierungsenergie von 92 kJ/mol [13] (entspricht $\approx 0,954$ eV), die an reinem Magnesium für Korngrenzen- und Versetzungskeindiffusion bestimmt wurde, so dass davon auszugehen ist, dass diese Prozesse den Ablauf der Relaxation bestimmen.

Eine 90%-ige Nennspannungsrelaxation wurde aufgrund der auf 60 Minuten begrenzten Versuchsdauer nur von den mit 250 und 290°C Versuchstemperatur durchgeführten Versuchen erreicht. Die $\lg [\ln(\sigma_{N0}/\sigma_N)] - \lg t$ -Verläufe weisen in den Schnittpunkten mit der Geraden für 90%-ige Nennspannungsrelaxation relativ einheitliche Steigungen auf, so dass für diese Temperaturen im hier vorliegenden Bereich höherer Versuchszeiten ebenfalls von einheitlichen Relaxationsvorgängen auszugehen ist. Da im $\lg t, 1/kT$ -Diagramm für jede Versuchsvariante nur zwei Wertepaare vorliegen, ist eine lineare Regression wenig sinnvoll - bildet man aus den $\lg t$ -Werten der vier Versuchsvarianten jeweils für 250 und 290°C die arithmetischen Mittelwerte, und verbindet diese durch eine Gerade, so führt die Steigung der Verbindungsgeraden auf eine Aktivierungsenergie von 0,75 eV, so dass die bei 50%-iger Nennspannungsrelaxation vorherrschenden Relaxationsmechanismen (bei hohen Temperaturen) auch für 90%-ige Nennspannungsrelaxation gültig sind.

Während das Relaxationsverhalten bei Temperaturen ab 150°C sowie nach größerer Relaxation relativ gut durch (einachsige) Nennspannungsrelaxation zu beschreiben ist, sollte die Mehrachsigkeit und Inhomogenität der sich während der Belastungsphase der Experimente bildenden Spannungszustände bei niedrigeren Temperaturen und geringerer Relaxation berücksichtigt werden, da die entsprechenden Verläufe durchweg zu scheinbar niedrigeren Aktivierungsenergien führen. Trotz der im Versuch bestimmten geringen Aktivierungsenergien ist in diesem Zusammenhang jedoch davon auszugehen, dass auch hier die Korngrenzen-

und Versetzungsgerändiffusion die maßgeblichen Relaxationsmechanismen darstellen. Das Relaxationsverhalten lässt sich in diesem Bereich im $\lg t$, $1/kT$ -Diagramm in drei unterschiedliche Typen einteilen, nach denen sich die Relaxation unterschiedlicher Mikrogegenspannungszustände vollzieht. Sie sind dort durch entsprechende Zahlen gekennzeichnet.

Einen typischen Verlauf findet man für die 15%-ige Nennspannungsrelaxation von AZ31 unter Zugbeanspruchung (Typ ①). Die aus dem $\lg t$, $1/kT$ -Diagramm entnommene Aktivierungsenergie für den Temperaturbereich von 100 bis 250°C beträgt etwa 0,17 eV. Der Datenpunkt für 50°C Versuchstemperatur (gekennzeichnet durch eine gestrichelte Verbindungsline) wurde nicht zur Berechnung der Aktivierungsenergie herangezogen, da hier, wie bereits oben erwähnt, offenbar ein Übergang auf einen anderen Relaxationsmechanismus vorliegt. Gleches gilt sinngemäß für den entsprechenden Datenpunkt von AZ91. Eine denkbare Erklärung für die scheinbar geringere Aktivierungsenergie der zugbeanspruchten AZ31-Proben ist die texturbedingte, stark eingeschränkte Möglichkeit zur Zwillingsbildung. Die in der Belastungsphase der Relaxationsexperimente ablaufenden Gleitvorgänge erfassen das gesamte Volumen Probenmessstrecke, und führen im Polykristall aufgrund von eingeschränkten Gleitmöglichkeiten zu mehrachsigen Spannungszuständen, die in Probenlängsrichtung wesentlich homogener sind, als in Querrichtung. Da diese Spannungen praktisch das gesamte Volumen der Probenmessstrecke durchsetzen, ist der dadurch gespeicherte Anteil an Verformungsarbeit relativ hoch. Die durch Nennspannungsüberlagerung zu den quer zur Probenlängsachse wirkenden Spannungen vorwiegend gerichtet ablaufende Relaxation wirkt sich entsprechend der Querkontraktionszahl (0,35 für Reinmagnesium [4]) in Probenlängsrichtung nur schwach aus, so dass sich scheinbar geringere Aktivierungsenergien ergeben.

Demgegenüber ergeben sich für 15%-ige Nennspannungsrelaxation unter Druckbeanspruchung von AZ31 und für beide Beanspruchungsarten bei AZ91 Steigungen der Ausgleichsgeraden, die auf eine Aktivierungsenergie von etwa 0,48 eV schließen lassen. Diese Geraden sind dem Typ ② zuzuordnen. Die für Druckbeanspruchung bei 290°C an beiden Werkstoffen bestimmten $\lg t$ -Werte wurden jedoch nicht zur Berechnung der entsprechenden Steigungen herangezogen, da diese, wie bereits oben erwähnt, offenbar dem Bereich des Versetzungs-kletterns zuzuordnen sind. Die Relaxationsprozesse, die im Temperaturbereich von 20 bis 50°C an AZ31 bei 3%-iger Nennspannungsrelaxation ablaufen, sind ebenfalls dem Typ ② zuzuordnen. Die für diesen Bereich bestimmte Aktivierungsenergie beträgt ebenfalls 0,48 eV.

Im Gegensatz zu Zugbelastung tritt bei Druckbelastung von AZ31 aufgrund der vorliegenden Textur besonders starke Zwillingsbildung auf. Bei der hier vorliegenden Druck-Anfangsverformung wird jedoch im Gegensatz zu den bei Zugbelastung auftretenden Gleitvorgängen nicht das gesamte Volumen der Probenmessstrecke erfasst. Geometrische Überlegungen ergeben, dass bei Zwillingsbildung ebenfalls inhomogene, mehrachsige Spannungszustände entstehen. Hier ist jedoch auch in Probenlängsrichtung mit stark ausgeprägter Inhomogenität des Spannungszustands zu rechnen, da sich neben bereits durch Zwillingsbildung entlasteten

Bereichen auch in Lastrichtung parallel angeordnete Zonen befinden können, in denen die Höhe der Druckspannungen gerade nicht ausreicht, um die Zwillingsbildung einzuleiten. Die Relaxation erfolgt bis zu einem weitgehenden Mikroeigenspannungszabbau bevorzugt in diesen Zonen, so dass eine gerichtete Relaxation der Mikroeigenspannungen erfolgt. Aufgrund einer mit der Mikroeigenspannungsrelaxation einhergehenden Belastung von parallel im Kraftfluss angeordneten Bereichen erfolgt eine weniger stark ausgeprägte Änderung der Nennspannung. Deshalb werden auch hier unter Berücksichtigung der Nennspannungsrelaxation scheinbar geringere Aktivierungsenergien bestimmt, als sie für die eigentlichen Relaxationsmechanismen (Versetzungskern- und Korngrenzendiffusion) maßgeblich wären. Die bei Druckbeanspruchung auftretende, besonders ausgeprägte Zwillingsbildung der AZ31-Proben bedingt einen entsprechend geringen Anteil an plastischer Verformung, die von Versetzungsgleiten getragen wird. Der dadurch entstandene Mikroeigenspannungszustand lässt die gerichtete Mikroeigenspannungsrelaxation bereits bei einer Nennspannungsrelaxation von 3% erkennen.

Aufgrund der statistisch regellosen Orientierungsverteilung der Kristallite der AZ91-Proben basiert ein erheblicher Anteil der plastischen Verformung ebenfalls auf Zwillingsbildung. Deshalb findet man für AZ91 im $\lg t - 1/kT$ -Diagramm im Temperaturbereich von 100 bis 250°C bei 15%-iger Nennspannungsrelaxation Verläufe, die mit denen von druckbeanspruchtem AZ31 weitgehend identisch sind. Wie bereits im Zusammenhang mit den quasistatischen Versuchen erläutert, ist der Anteil der Zwillingsverformung bei den AZ91-Proben unter Druckbeanspruchung höher, als unter Zugbeanspruchung. Der höhere Anteil an Gleitvorgängen verursacht deshalb (ebenfalls bei 15%-iger Nennspannungsrelaxation) die etwas stärkere Neigung der Ausgleichsgeraden für zugbelastetes AZ91.

Relaxationsvorgänge vom Typ ③ beobachtet man nur für geringe, im vorliegenden Beispiel 3%-ige Nennspannungsrelaxation. Sie sind durch scheinbar besonders niedrige Aktivierungsenergien (etwa 0,09 eV) gekennzeichnet und treten nur bei niedrigen Temperaturen (-50 bis 50°C) und kurzen Versuchszeiten auf. Eine denkbare Ursache sind wenig gerichtete Mikroeigenspannungen, die besonders bei der kristallographischen Gleitung entstehen, und deren Betrag deutlich über den aufgeprägten Nennspannungen liegt. Deshalb erfolgt eine vorwiegend ungerichtete Relaxation, die bereits bei niedrigen Temperaturen und kurzen Zeiten erfolgt. Sie bewirkt entsprechend geringe Nennspannungsänderungen und führt somit auf scheinbar besonders geringe Aktivierungsenergien.

Niedrige Temperaturen begünstigen das Auftreten der Mikroeigenspannungszustände, an die Relaxationsvorgänge vom Typ ③ somit gebunden sind, da die erschwerte kristallographische Gleitung bei der plastischen Verformung zu hohen Mikroeigenspannungen führt, und die Relaxation nicht schon während der Belastungsphase des Experiments erfolgt.

Relaxationsvorgänge vom Typ ③ treten bei einer Versuchstemperatur von -50°C bei allen Versuchsvarianten auf. Mit steigender Temperatur vollzieht sich der in Abbildung 6.16 durch

Pfeile angedeutete Übergang auf andere Relaxationsprozesse. Er erfolgt bei druckbeanspruchtem AZ31 bereits zwischen -50 und 20°C , da nur ein geringes Ausmaß an auf Versetzungsbewegung beruhender plastischer Deformation vorliegt. Mit abnehmender Zwillingsbildung erfolgt der Übergang bei höheren Temperaturen. Er vollzieht sich für druckbelastetes AZ91 im Temperaturbereich zwischen 20 und 50°C , und für zugbelastetes AZ91 zwischen 50 und 100°C . Für zugbelastetes AZ31, bei dem sich praktisch die gesamte plastische Verformung über Versetzungsbewegung vollzieht, erfolgt der Übergang ebenfalls im Temperaturbereich zwischen 50 und 100°C , aufgrund des relativ hohen Anteils in Mikroeigenspannungen gebundener Verformungsarbeit jedoch erst bei einer etwa 5%-igen Nennspannungsrelaxation (in Abbildung 6.16 nicht erkennbar).

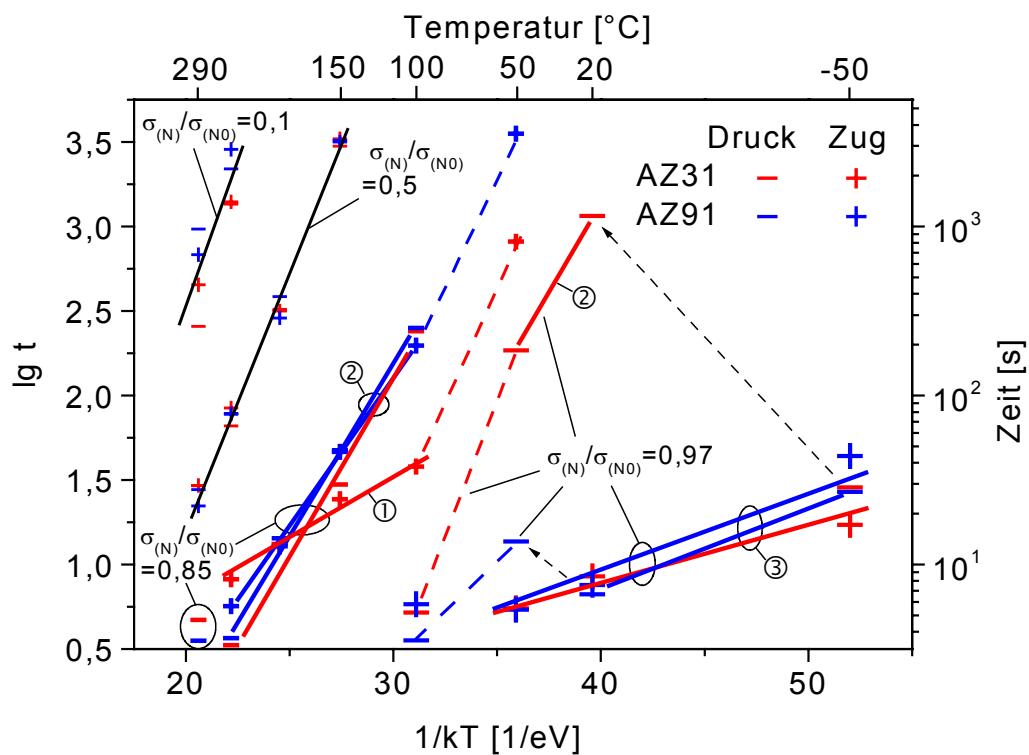


Abbildung 6.16: $\lg t$, $1/kT$ -Diagramm für AZ31 und AZ91 bei 3-, 15-, 50- und 90%-iger Spannungsrelaxation nach Zug- und Druckbelastung.

Für die gegebenen Versuchsbedingungen lässt sich kein bedeutender Einfluss der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe auf das Relaxationsverhalten erkennen. Anhand der vorliegenden Ergebnisse lassen sich weder Phasenumwandlungen noch Ausscheidungsvorgänge identifizieren. Zur Interpretation der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche ist der sich aufgrund des Zusammenspiels von kristallographischer Textur und Beanspruchungsrichtung ergebende Mikroeigenspannungszustand von Bedeutung, da er während der thermisch-mechanischen Ermüdung in ähnlicher Weise entsteht, und wesentlichen Einfluss auf das Relaxationsverhalten ausübt. Auf das Relaxationsverhalten rein elastisch verformter Zustände, das beispielsweise für die Ermittlung von röntgenographischen Elastizitätskonstanten von Bedeutung sein kann, ist das hier beobachtete Relaxationsverhalten jedoch nicht übertragbar.

6.4 Einfluss der Anfangsbedingungen thermisch-mechanischer Ermüdungsversuche auf das Ermüdungsverhalten

In Abhängigkeit des Temperaturniveaus (z.B. Unter-, Mittel- oder Obertemperatur), bei dem die Dehnung zu Beginn der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche konstant gehalten wird, entstehen bei ansonsten einheitlicher Versuchsführung in der Anfangsphase der Versuche sowohl unterschiedliche Spannungs- und plastische Dehnungsamplituden, als auch verschiedene hohe Mittelspannungen. Neben der Höhe der aufgeprägten Anfangsdeformation ist hierfür die Temperaturabhängigkeit des Werkstoffwiderstands gegen plastische Verformung maßgeblich.

Für die hier betrachteten Versuchsführungen umfasst die Anfangstotaldeformation $\varepsilon_{t,\text{Anfang},u}$ bzw. $\varepsilon_{t,\text{Anfang},o}$ der mit Untertemperatur T_u bzw. Obertemperatur T_o gestarteten Versuche den gesamten Bereich der Temperaturschwingbreite:

$$\varepsilon_{t,\text{Anfang},u} = \int_{T_u}^{T_o} \alpha(T) dT \quad \text{bzw.} \quad \varepsilon_{t,\text{Anfang},o} = \int_{T_o}^{T_u} \alpha(T) dT \quad (\text{Gl. 6.2 und 6.3}).$$

Hieraus ergeben sich identische Anfangsdeformationsbeträge. Dagegen liegt der Betrag der Anfangstotaldeformation der bei Mitteltemperatur T_m gestarteten Versuche aufgrund des mit zunehmender Temperatur ansteigenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha(T)$ geringfügig über der Hälfte der Werte für Ober- bzw. Untertemperaturstart:

$$\varepsilon_{t,\text{Anfang},m} = \int_{T_m}^{T_o} \alpha(T) dT \quad (\text{Gl. 6.4}).$$

Wie bereits gezeigt, reagieren die beiden untersuchten Werkstoffe auf verschiedene Anfangsbedingungen in unterschiedlicher Weise. Deshalb werden im folgenden am Beispiel der Nennspannung-Temperatur-Verläufe der ersten Lastwechsel von im Bereich von –50 bis 190°C beanspruchten AZ31- und AZ91-Proben die das Verformungsverhalten in der Anfangsphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche dominierenden Prozesse erläutert. Weiterhin erfolgt ein Vergleich der Nennspannungen ausgewählter Punkte der Erstbelastungskurven mit den Nennspannungen der entsprechenden Zug- bzw. Druckversuche nach gleicher plastischer Dehnung.

6.4.1 Verformungsverhalten von AZ31 während der Erstbelastung

Die in Abbildung 6.17 gezeigten Nennspannung-Temperatur-Verläufe des jeweils ersten Lastwechsels von AZ31-Proben unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung folgen innerhalb der ersten 50 bis 70°C Temperaturänderung, unabhängig von der Starttemperatur, einer elastischen Geraden. Da in diesem Bereich der Belastungspfade eine nahezu einheitliche Steigung von etwa –1 MPa/°C vorherrscht, darf in erster Näherung von einer Kompensation des mit der Temperatur abnehmenden Elastizitätsmoduls durch den mit zunehmender Temperatur ansteigenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten ausgegangen

werden. Zum Nennspannungsvergleich bei äquivalenter plastischer Dehnung lässt sich somit, unter Berücksichtigung der im Vorlauf der Ermüdungsversuche bestimmten thermischen Ausdehnungskoeffizienten, für AZ31 im Temperaturintervall von -50 bis 190°C die plastische Dehnung innerhalb der Erstbelastungskurve nach der Gleichung

$$\varepsilon_p(T) \approx \alpha \cdot \Delta T - \frac{\sigma_n(T)}{E} \quad (\text{Gl. 6.5})$$

abschätzen.

Bei **Obertemperaturstart** nimmt die Nennspannung innerhalb der ersten Hälfte des ersten Lastwechsels (also innerhalb der Erstbelastungskurve) kontinuierlich bis zur Untertemperatur von -50°C zu (siehe Abb. 6.17). Im elastischen Bereich liegt die Steigung des Belastungspfades, wie bereits erwähnt, bei $-1 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$. Sie sinkt mit abnehmender Temperatur in dem Maße, wie die plastische Deformation zunimmt. Bis zur Raumtemperatur besteht zwischen den Nennspannungen des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs und den Nennspannungen, die Zugversuchen bei der entsprechenden plastischen Dehnung des Ermüdungsversuchs entnommenen worden sind, kein nennenswerter Unterschied. Mit 159 MPa entspricht die Oberspannung nahezu der Nennspannung (155 MPa), die im bei -50°C durchgeführten Zugversuch bei der gleichen plastischen Dehnung (etwa $0,24\%$) erreicht wird. Als Ursache für die geringfügig höhere Oberspannung des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs kommt der durch Halbwertsbreitenmessungen (siehe z.B. Abb. 5.55 und 5.56) nachgewiesene Mikrospannungsabbau in Betracht. Im Ermüdungsversuch relaxiert ein Teil der Mikrospannungen bereits während der Vorlaufphase des Versuchs. Ein weiterer Teil wird durch Lastspannungsüberlagerung bei mittleren oder höheren Temperaturen in plastische Verformung umgesetzt. Demgegenüber ist davon auszugehen, dass die Mikrospannungen der Zugversuchproben bei Abkühlung von Raumtemperatur auf -50°C Versuchstemperatur aufgrund des inhomogenen thermischen Ausdehnungsverhaltens der hexagonalen Elementarzellen noch zunehmen. Aufgrund der bei niedriger Temperatur erschwerten Verformbarkeit verbleiben in der Zugprobe bis zu der gegebenen plastischen Dehnung höhere Mikrospannungen, die in Verbindung mit den Lastspannungen eine gerichtete Plastizierung unterstützen, und somit geringere Nennspannungen bewirken.

Bei **Mitteltemperaturstart** umfasst die Erstbelastungskurve nur das erste Viertel des ersten Lastwechsels. Der von anfänglichen Temperaturfluktuationen überlagerte elastische Bereich erstreckt sich etwa bis zu einer Temperatur von 125°C . Bis zur Unterspannung von -70 MPa bei 179°C nimmt die Nennspannung kontinuierlich ab, danach steigt sie bis zum Erreichen der Obertemperatur wieder geringfügig (auf -67 MPa) an (siehe Abb. 6.17). Die plastische Verformung beruht hier im wesentlichen auf Versetzungsbewegung, denn im metallographischen Schliff sind nach dem ersten Lastwechsel (mit Ausnahme der gedrehten Randschicht) nur vereinzelte, auffallend schmale Verformungswillinge feststellbar. Aus bei

150°C und 200°C durchgeführten Druckversuchen ergibt sich für die bei Unterspannung erreichte plastische Dehnung von $\varepsilon_p = -0,11\%$, nach linearer Interpolation auf die Temperatur bei Unterspannung, mit -73 MPa noch eine relativ gute Übereinstimmung zum Ermüdungsversuch. Dies ist verständlich, da sich der überwiegende Teil der plastischen Deformation des Ermüdungsversuchs im durch die Druckversuche umschriebenen Temperaturbereich vollzieht, und in den Druckversuchen die Phase der kollektiven Zwillingsbildung in ähnlich orientierten Gitterbereichen benachbarter Kristallite aufgrund der relativ geringen plastischen Dehnung noch nicht eingesetzt hat. Analoge Betrachtungen zur Bestimmung der Nennspannung bei Obertemperatur des Ermüdungsversuchs (mit $\varepsilon_p = -0,17\%$, $T_o = 190^\circ\text{C}$) aus Druckversuchen führen auf -72 MPa . Die auch hier noch relativ gute Übereinstimmung ist jedoch eher zufälliger Natur. Tatsächlich unterschreitet schon der im Druckversuch bei 200°C für diese plastische Dehnung gemessene Nennspannungswert mit -69 MPa das Ergebnis aus dem Ermüdungsversuch um 2 MPa . Dahingegen liegt die entsprechende plastische Dehnung des bei 150°C durchgeführten Druckversuchs im Bereich des Nennspannungsplateaus, das durch kollektive Zwillingsbildung in ähnlich orientierten Gitterbereichen benachbarter Kristallite gekennzeichnet ist. Würde dieser (aufgrund von im relevanten Temperaturbereich zu geringen Spannungsbeträgen) für den bei Mitteltemperatur gestarteten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch irrelevante Verformungsmechanismus im bei 150°C durchgeführten Druckversuch nicht auftreten, wären höhere Nennspannungsbeträge, mit dementsprechend größerer Abweichung des prognostizierten Werts, die Folge.

Bei **Untertemperaturstart** nimmt die Nennspannung innerhalb der ersten Hälfte des ersten Lastwechsels kontinuierlich bis auf die Unterspannung von -89 MPa bei 31°C ab, wie in Abbildung 6.17 erkennbar ist. Sie entspricht damit praktisch der bei Druckversuchen mit -50 bzw. 50°C Versuchstemperatur erreichten (unteren) Quetschgrenze von -90 MPa . Bis zu einer Temperatur von etwa 90°C beobachtet man im weiteren Verlauf der Erstbelastungskurve mehrere abrupte Spannungsanstiege um bis zu 28 MPa , die durch kollektives Umklappen von günstig zur Beanspruchungsrichtung orientierten Gitterbereichen benachbarter Körner in Zwillingsposition hervorgerufen werden. Die Einbrüche der Drucknennspannung werden möglich, da bei dieser Art der Zwillingsbildung die Anteile an Verformungsarbeit, die in zur Aufrechterhaltung des Gefügeverbundes notwendige Versetzungsbewegungen sowie in den Aufbau von Kohärenzspannungen einfließen, vergleichsweise gering sind. Deshalb kann der überwiegende Anteil der zur Zwillingsbildung benötigten Verformungsarbeit durch die in der Probenmessstrecke gespeicherte, elastische Verformungsarbeit gedeckt werden. Nach den Spannungsanstiegen bewirkt die zunehmende Temperatur stets eine erneute Abnahme der Nennspannungen um etwa $-1 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$, entlang des elastischen Belastungspfades. Der lokal verlaufende Prozess der Bildung von Verformungszwillingen führt im Polykristall zu Kohärenzspannungen, die den Zusammenhalt der verzwilligten Gitterbereiche mit ihrer Umgebung sicherstellen. Die Überlagerung dieser inhomogenen und mehrachsigen Spannungszustände mit den aus der Versuchsführung herrührenden Lastspannungen lässt weitere

kollektive Umklappvorgänge benachbarter Gitterbereiche bereits bei Nennspannungen von -83 ± 1 MPa erfolgen. Dieses Spannungsniveau entspricht praktisch dem in den Druckversuchen im Temperaturbereich von -50 bis 150°C beobachteten Niveau von -86 ± 2 MPa. Aufgrund des eher athermischen Charakters der Zwillingsbildung bleibt die maximale Drucknennspannung im Temperaturbereich von 50 bis 100°C konstant. Der durch Spannungseinbrüche gekennzeichnete Bereich kollektiver Zwillingsbildung erstreckt sich bei den thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen mit Untertemperaturstart, wie in Abbildung 6.18 auch für geringere Obertemperaturen gezeigt ist, auf ein Temperaturintervall von ca. 50°C . Die auf diesen Bereich entfallende plastische Dehnung beträgt ca. $-0,14\%$. Der metallographische Längsschliff einer Probe, die neben der Vorlaufphase nur die erste Hälfte des ersten Lastwechsels thermisch-mechanischer Ermüdung mit Untertemperaturstart im Temperaturbereich von -50 bis 190°C durchlaufen hat, zeigt einen von einer Probenschulter ausgehenden, zusammenhängenden und stark verzwillingten Bereich, der sich über etwa 30% der Probenmessstrecke erstreckt, sowie sehr vereinzelt Zwillinge in den verbleibenden Abschnitten. Wie bereits erwähnt, erfolgt die Zwillingsbildung im Druckversuch während des horizontalen Verlaufs der Spannung-Dehnung-Kurven typischerweise in einer das Probenvolumen durchlaufenden Verformungsfront, ähnlich einem Lüdersband. Bezogen auf die plastische Dehnung, die im Druckversuch notwendig ist, damit die Probenmessstrecke von dieser Verformungsfront vollständig durchlaufen wird (typischer Wert: $\epsilon_p = -0,55\%$), ergibt sich mit den $-0,14\%$ plastischer Dehnung aus dem thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch mit einem Anteil von 25% an verzwillingtem Gefüge eine relativ gute Übereinstimmung. Somit liegt die Vermutung nahe, dass die Verformungsvorgänge, die bis zu einer Temperatur von 90°C bei dieser Versuchsführung auftreten, mit denen der Druckversuche vergleichbar sind. Im Temperaturbereich von 100 bis 190°C steigt die Nennspannung des Ermüdungsversuchs linear mit der Temperatur (um $0,16$ MPa/ $^\circ\text{C}$) an, obwohl die Nennspannungen im Druckversuch für den relevanten Bereich der plastischen Dehnung bis zu einer Temperatur von 150°C praktisch keiner Veränderung unterliegen. Bei 150°C (nach $-0,32\%$ plastischer Dehnung) ist die Nennspannungsdifferenz zwischen Ermüdungs- und Druckversuch auf 5 MPa angewachsen. Infolge der ansteigenden Temperatur nimmt die Beweglichkeit der Versetzungen zu, so dass sich sowohl durch Zwillingsbildung entstandene Kohärenzspannungen, als auch durch Versetzungsbewegung und inkompatible thermische Dehnung entstandene Mikroeigenspannungen bei der Überlagerung mit Lastspannungen in gerichtete Plastizierung umsetzen können. Im bereits von Zwillingen durchsetzen Werkstoffvolumen begünstigt der Abbau der Kohärenzspannungen zunächst noch die Bildung weiterer Verformungszwillinge. Aufgrund der verbesserten Plastizierbarkeit der umgebenden Gitterbereiche vollzieht sich jedoch anstelle kollektiver Zwillingsbildung in einer größeren Zahl ähnlich orientierter, benachbarter Kristallite die Bildung kleinerer und vereinzelter Verformungszwillinge. Im Temperaturbereich von 150°C bis zur Obertemperatur bleibt die Spannungsdifferenz konstant. Bei 190°C beträgt die Nennspannung des Ermüdungsversuchs,

nach $-0,46\%$ plastischer Dehnung, -71 MPa , der interpolierte Wert aus den entsprechenden Druckversuchen beträgt -76 MPa .

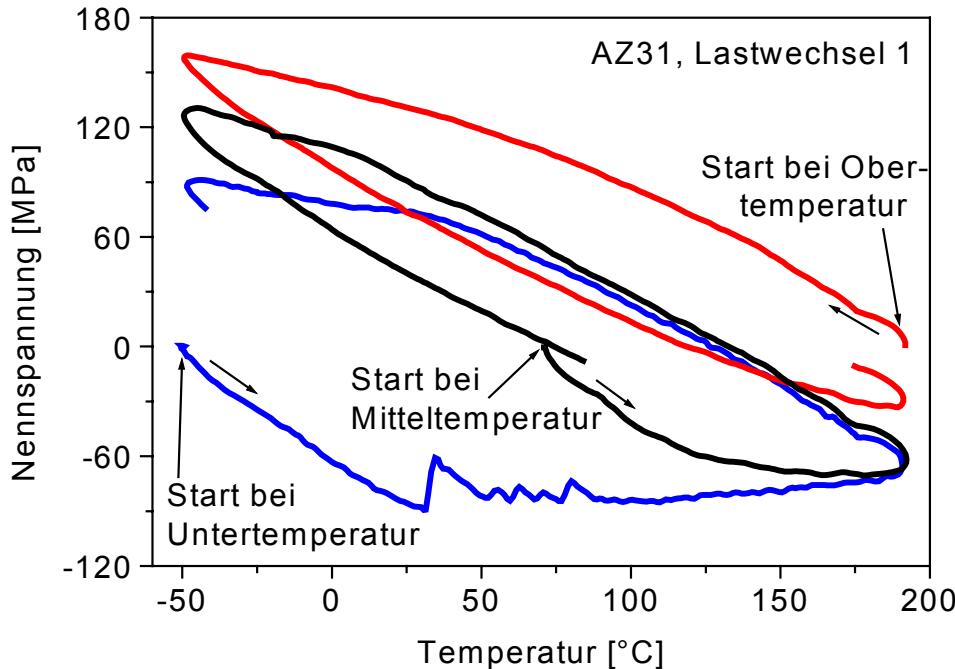


Abbildung 6.17: Nennspannung-Temperatur-Verläufe des ersten Lastwechsels von AZ31 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Ober-, Mittel- oder Untertemperaturstart.

Wie in den Abbildungen 5.30 und 5.34 erkennbar, erreicht der mit steigender Temperatur abnehmende Werkstoffwiderstand gegen (einsetzende) plastische Verformung bei etwa 150°C die Zwillingseinsatzspannung. Somit verliert die Zwillingsbildung bei höheren Temperaturen ihre Rolle als dominierender Verformungsmechanismus. Da sich aufgrund der inhomogenen Deformationsvorgänge bis zu einer Temperatur von über 150°C der weitaus überwiegende Anteil der plastischen Dehnung innerhalb eines Viertels der Probenmessstrecke vollzogen hat, erfährt der verbleibende Bereich eine wesentlich geringere Dehnung. Trifft man die vereinfachende Annahme, dass die plastische Dehnung bei der genannten Versuchsführung bis zu einer Temperatur von 125°C ausschließlich lokalisiert auftritt, und bei höheren Temperaturen nur noch homogene Verformung stattfindet, so ergibt sich die inhomogene plastische Dehnung gemäß Gleichung 6.5 zu $-0,26\%$. Nach ihrem Abzug von den bis zur Obertemperatur aufgelaufenen $-0,46\%$ plastischer (Gesamt-) Dehnung verbleiben $-0,2\%$ homogene plastische Dehnung. Wenn man voraussetzt, dass der unverformte und der verzwillingte Werkstoff bei Temperaturen oberhalb von 150°C identisches Verfestigungsverhalten aufweist, kann die Nennspannung für diese (homogene plastische) Dehnung aus den Ergebnissen der entsprechenden Druckversuche berechnet werden. Tatsächlich stimmt der so ermittelte Wert von -72 MPa praktisch mit der im Ermüdungsversuch gemessenen Spannung bei Obertemperatur überein.

Somit zeigt sich recht deutlich, dass bei den thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen sowohl in Abhängigkeit von der Temperatur, als auch von der vorausgegangenen Verformung

an stark texturiertem AZ31 bereits entlang der Erstbelastungskurve unterschiedliche Verformungsprozesse ablaufen. Schon in dieser Phase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche lassen sich die auftretenden Spannungen nicht mehr ohne weiteres aus isothermen, quasistatischen Versuchen berechnen.

6.4.2 Verformungsverhalten von AZ31 bei Entlastung und Rückverformung

In der zweiten Hälfte des ersten Lastwechsels des bei Obertemperatur gestarteten Ermüdungsversuchs wird der Probe ein Temperaturanstieg von -50°C auf 190°C aufgeprägt, der zunächst ein stetiges Abnehmen der Zugspannungen bewirkt (siehe Abbildung 6.17). Im Bereich von -35 bis 25°C erfolgt die Spannungsabnahme mit der bereits bei der Erstbelastung beobachteten, für elastische Verformung typischen Steigung von $-1 \text{ MPa}^{\circ}\text{C}$. Würde die Spannung über diesen Temperaturbereich hinaus in gleicher Weise abnehmen, so wäre der nennspannungsfreie Zustand bei 97°C erreicht. Tatsächlich begünstigen jedoch die bei der vorangegangenen plastischen Zugverformung hervorgerufenen Mikroeigenspannungen eine plastische Rückverformung, so dass bei dieser Temperatur noch Nennspannungen von 16 MPa vorliegen.

In den Nennspannung-Temperatur-Verläufen der zweiten Hälfte des ersten Lastwechsels der bei Untertemperatur gestarteten Versuche (blaue Linien in Abbildung 6.17) sind ebenfalls Wirkungen der eingebrachten Mikroeigenspannungen erkennbar. Diese zeigen sich jedoch nicht schon in den Entlastungskurven, in denen die Nennspannung weitgehend elastisch, mit der bereits erwähnten Steigung von $-1 \text{ MPa}^{\circ}\text{C}$ mit abnehmender Temperatur zunimmt, sie werden vielmehr erst nach Durchlaufen des nennspannungsfreien Zustands erkennbar. Aufgrund der entfestigenden Wirkung der Mikroeigenspannungen weisen die mit 100 und 150°C Obertemperatur durchgeföhrten Versuche bei einer Nennspannung von 50 MPa mit $-0,5 \text{ MPa}^{\circ}\text{C}$ einen relativ flachen Kurvenverlauf auf. Der bei gleicher Nennspannung wesentlich steilere Verlauf der mit 175 bzw. 190°C Obertemperatur durchgeföhrten Versuche ($-0,76 \text{ MPa}^{\circ}\text{C}$) belegt eine geringere Entfestigung, die offenbar auf geringere Mikroeigenspannungen zurückzuführen ist. (Diese Proben weisen, wie bereits erwähnt, trotz höherer Totaldeformation geringere Mikroeigenspannungen auf, da ein Teil der Mikroeigenspannungen bei höherer Temperatur in gerichtete Plastizierung umgesetzt wurde). Mit sinkender Temperatur ist für die mit 175 bzw. 190°C Obertemperatur durchgeföhrten Versuche ein Abknicken der Nennspannung-Temperatur-Verläufe erkennbar, das auf eine (eingeschränkte) Reversibilität der kollektiven Zwillingsbildung zurückzuführen ist. Die Rückverformung der kollektiv verzwilligten Bereiche lässt die Nennspannungen langsamer ansteigen. Da bei über 150°C liegenden Temperaturen ein bedeutender Anteil der plastischen Verformung durch Versetzungsbewegung erfolgt, ist davon auszugehen, dass während der Belastungsphase auch in den kollektiv verzwilligten Bereichen der mit Obertemperaturen $\geq 150^{\circ}\text{C}$ beanspruchten Proben weitere Versetzungsbewegungen stattgefunden haben, die für ein „Zurückklappen“ der verzwilligten Bereiche zu kompensieren sind. Deshalb ist der

Rückverformungsprozess der verzwilligten Bereiche nicht allein von der Nennspannung, sondern auch von der Temperatur und der vorangegangenen plastischen Rückverformung abhängig, wie Abbildung 6.18 zeigt. Eine Zwillingsrückbildung der mit 150°C Obertemperatur ermüdeten Probe ist, aufgrund der bei niedrigen Temperaturen eingeschränkten Beweglichkeit der Versetzungen, trotz einer Nennspannung von 75 MPa (bei -49°C) nicht erkennbar. Demgegenüber setzt sie (bei ca. 38°C) für die mit 175 bzw. 190°C Obertemperatur belasteten Proben bereits mit einer Nennspannung von 61 bzw. 69 MPa ein. Aufgrund des größeren Anteils der auf Versetzungsbewegung basierenden plastischen Verformung in der Erstbelastungsphase resultiert in der Rückverformungsphase der kollektiv verzwilligten Bereiche die im Vergleich zur 175°C-Probe höhere Nennspannung der 190°C-Probe.

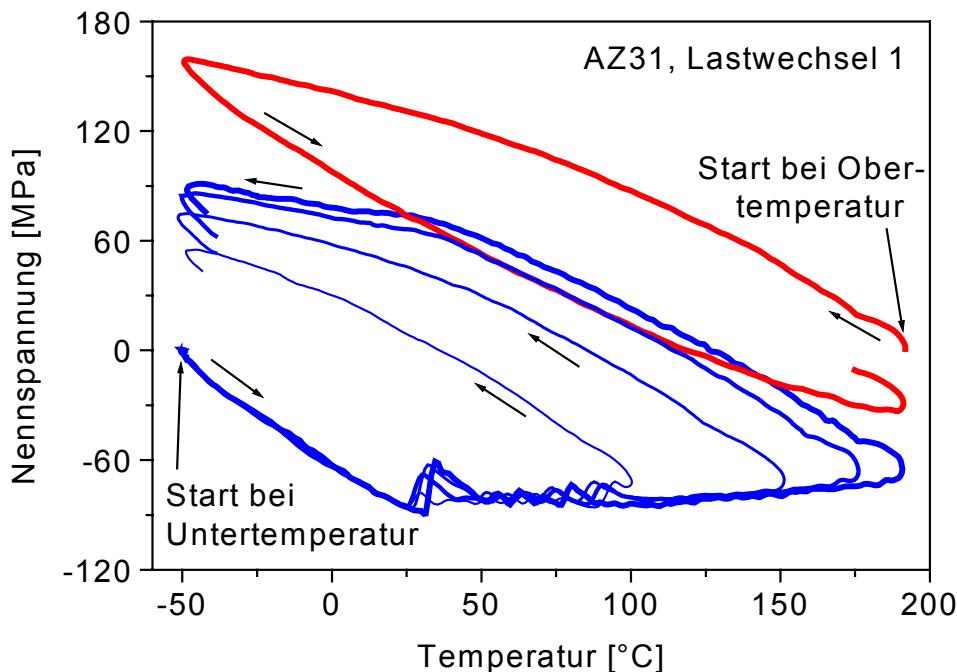


Abbildung 6.18: Nennspannung-Temperatur-Verläufe des ersten Lastwechsels von AZ31 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Ober- oder Untertemperaturstart.

Die Rückverformung der bei Untertemperaturstart in benachbarten Kristalliten entstandenen Zwillinge erstreckt sich über mehrere Lastwechsel. Sie ist mit dem fünften Lastwechsel praktisch abgeschlossen, wie der in Abbildung 6.19 gezeigte, bei sinkender Temperatur nicht abknickende Nennspannung-Temperatur-Verlauf belegt. Neben dem fünften Lastwechsel der mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe sind in dieser Abbildung der oben bereits dargestellte erste Lastwechsel sowie zusätzlich der zweite und dritte Lastwechsel gezeigt. Wie im ersten Lastwechsel, so tritt bei sinkender Temperatur aufgrund der Zwillingsrückbildung auch im zweiten und dritten Lastwechsel ein Abknicken des Nennspannung-Temperatur-Verlaufs auf. Bei einem stetigen Verlauf wären höhere Oberspannungen die Folge. Überlagert man die Verläufe der Lastwechsel 1 bis 3 im Abknickpunkt mit dem Verlauf des fünften Lastwechsels und bildet die Differenz der Oberspannungen, so erhält man 30 MPa für den ersten, 14 MPa für den zweiten und noch

etwa 4 MPa für den dritten Lastwechsel, in der Summe also 48 MPa. Hierdurch ist eine weitgehende Rückverformung der innerhalb des ersten Lastwechsels kollektiv verzwillingten Bereiche belegt, da die Summation der Nennspannungsbeträge über die bei Belastung innerhalb des ersten Lastwechsels auftretenden (5) Spannungseinbrüche einen Betrag von 52 MPa ergibt. Metallographische Gefügeaufnahmen bestätigen dies. Wie bereits erwähnt, weist eine mit einem halben Lastwechsel beaufschlagte Probe einen stark verzwillingten Bereich auf, der sich über etwa 30% der Probenmessstrecke ausdehnt. Zwar lässt eine unter gleichen Bedingungen mit 10 Lastwechseln beaufschlagte Probe ebenfalls einen verzwillingten Bereich ähnlicher Ausdehnung erkennen, jedoch mit wesentlich geringerer Zwillingsdichte. Eine in quasistatischen, isothermen Zug-Druck-Versuchen von [8] beobachtete, fast vollständige Reversibilität der Zwillingsbildung ist in thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen nicht zu erwarten, da hier nach der kollektiven Zwillingsbildung mit steigender Temperatur noch erhebliche, auf Versetzungsbewegung basierende plastische Deformationsanteile aufgeprägt werden, die zu einer teilweisen Blockierung der Zwillinge führen, und dadurch die Rückbildung erschweren. Andererseits kann die Rückbildung durch begleitende Versetzungsbewegungen unterstützt werden, indem die Verformungskompatibilität benachbarter Zwillinge wiederhergestellt wird. Dass die bei relativ niedriger Temperatur erfolgende Zwillingsrückbildung tatsächlich von erheblichen Anteilen auf Versetzungsbewegung beruhender plastischer Deformation begleitet ist, wird durch in Abbildung 6.20 durch Pfeile angedeutetes, horizontales Verschieben der Hysteresen der ersten drei Lastwechsel erkennbar. Die durch Zwillingsrückbildung gekennzeichneten, abgeflachten Abschnitte der Nennspannung-Temperatur-Verläufe lassen sich dadurch zu einem mit sinkender Temperatur nahezu stetig ansteigenden Kurvenzug kombinieren, der sich über ein Temperaturintervall von ca. 130°C erstreckt, bei einer Nennspannung von 73 MPa beginnt und mit 108 MPa endet. Der Spannungsanstieg ist primär darauf zurückzuführen, dass die Rückverformung hierzu stets optimal geeignete Zwillinge betrifft. Mit fortschreitender Rückverformung werden höhere Spannungen erforderlich, um die verbliebenen, für eine Rückverformung weniger gut geeigneten Zwillinge ebenfalls zurückzubilden. Für das durch Summation der Temperaturintervallbreite der betreffenden Abschnitte der ersten drei Lastwechsel entstandene Temperaturintervall von 130°C ergibt sich, nach Abzug des aus der verfestigungsbedingten Spannungszunahme stammenden elastischen Anteils, eine plastische Dehnung von 0,26%. Unter Berücksichtigung der -0,14% plastischer Dehnung, die bei der Erstbelastung durch kollektives Umklappen ähnlich orientierter Gitterbereiche benachbarter Kristallite aufgetreten ist (siehe oben), würde bei vollständiger Rückbildung eine überwiegend auf Versetzungsbewegung beruhende plastische Dehnung von 0,12% auftreten. Parallel zur Unterstützung der Zwillingsrückbildung bewirkt diese Dehnung aufgrund zunehmender Versetzungsdichte eine Verfestigung, die jedoch bei hohen Temperaturen des darauffolgenden Lastwechsels wieder abgebaut wird.

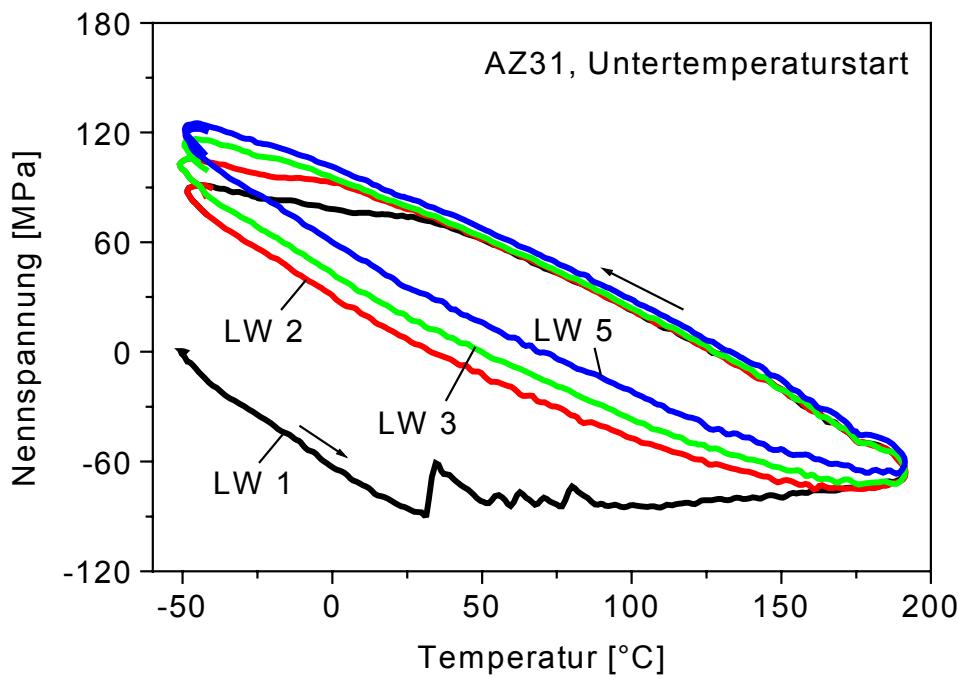


Abbildung 6.19: Nennspannung-Temperatur-Verläufe der Lastwechsel 1, 2, 3 und 5 von AZ31 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Untertemperaturstart.

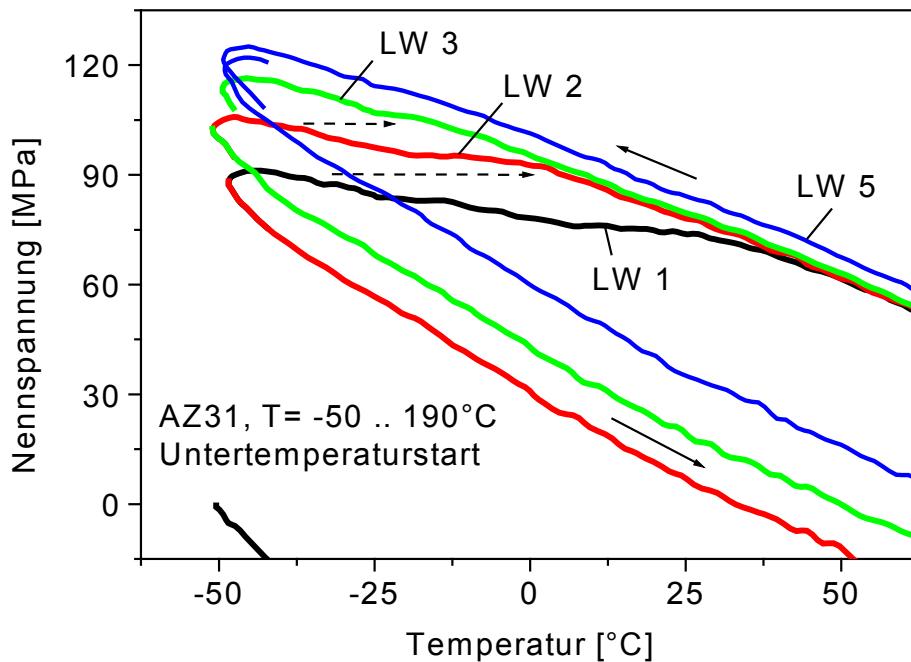


Abbildung 6.20: Nennspannung-Temperatur-Verläufe der Lastwechsel 1, 2, 3 und 5 von AZ31 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Untertemperaturstart (Ausschnitt aus Abbildung 6.19).

In den Spannungs-Temperatur-Verläufen der Zwillingsrückverformung sind keine Sprünge erkennbar, da die Rückbildung von einem höheren Anteil an Versetzungsbewegungen flankiert wird, als die kollektive Zwillingsbildung. Hierbei ist die (Rück-) Verformungsarbeit so hoch, dass sie nicht allein aus elastisch gespeicherter Verformungsarbeit gedeckt werden kann, sondern praktisch kontinuierlich aus einem Zuwachs der mit sinkender Temperatur zunehmenden Nennspannung erbracht wird. Darüber hinaus können für eine Rückbildung

weniger günstig orientierte Zwillinge aufgrund von Versetzungsbewegungen auch stabilisiert werden, so dass diese auch nach dem zehnten Lastwechsel im metallographischen Schliff noch sichtbar sind.

Wie in Abbildung 6.19 erkennbar, bildet sich an AZ31 bereits nach den ersten Lastwechseln eine relativ stabile Form der Hystereseschleifen aus. Für den hier untersuchten Temperaturbereich reduzieren sich die aus den unterschiedlichen Anfangsbedingungen herrührenden Unterschiede dann im wesentlichen auf einen Nennspannungsoffset. Die Differenz zwischen den Nennspannungen der zehnten Lastwechsel der mit Ober-, Mittel- und Untertemperatur gestarteten Versuche liegt nach Abzug des Offsets bei jeder Temperatur unter 7 MPa, so dass die weitere Analyse des Verformungsverhaltens von AZ31 unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung am Beispiel von bei Mitteltemperatur gestarteten Versuchen erfolgt.

6.4.3 Verformungsverhalten von AZ91 während der Erstbelastung

Die in Abbildung 6.21 gezeigten, unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung aufgezeichneten Nennspannung-Temperatur-Verläufe des jeweils ersten Lastwechsels von AZ91-Proben folgen innerhalb der ersten 45 bis 50°C Temperaturänderung im wesentlichen dem Verlauf der elastischen Geraden. Fast unabhängig von der Starttemperatur findet man in diesem Bereich Belastungspfade mit nahezu einheitlicher Steigung. Wie bereits am Beispiel von AZ31 erläutert, darf deshalb auch für AZ91 in erster Näherung von einer Kompensation des mit der Temperatur abnehmenden Elastizitätsmoduls durch den mit zunehmender Temperatur ansteigenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten ausgegangen werden. Somit lässt sich im Temperaturintervall von –50 bis 190°C auch für AZ91 die plastische Dehnung innerhalb der Erstbelastungskurve nach Gleichung 6.5 abschätzen.

Bei **Obertemperaturstart** steigt die Nennspannung innerhalb der ersten Hälfte des ersten Lastwechsels kontinuierlich bis zur Untertemperatur von –50°C an (siehe Abb. 6.21). Im elastischen Bereich verläuft der Belastungspfad bei AZ91 (mit einer Steigung von ca. $-1,1 \text{ MPa}^{\circ}\text{C}$) steiler als bei AZ31. Neben dem um 6 Ma.-% höheren Aluminiumanteil der AZ91-Proben ist dafür offenbar die statistisch regellose Orientierungsverteilung der Kristallite ursächlich, so dass im Vergleich zum AZ31 mehr Kristallite mit der c-Achse der hexagonalen Elementarzellen parallel zur Belastungsrichtung weisen. Deshalb wird die in dieser Richtung relativ hohe Steifigkeit neben dem in der gleichen Richtung ebenfalls relativ hohen thermischen Ausdehnungskoeffizienten in einem steileren Verlauf des elastischen Bereichs des Erstbelastungspfads erkennbar. Mit weiter abnehmender Temperatur verringert sich der Betrag der Steigung in dem Maße, wie die plastische Deformation zunimmt. Die Nennspannungen des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs sind zunächst noch nahezu identisch mit den Spannungen, die in Zugversuchen bei dem Ermüdungsversuch entsprechenden plastischen Dehnungswerten vorliegen. So entspricht die im Ermüdungsversuch bei 50°C gemessene Nennspannung mit 130 MPa exakt derjenigen, die bei der

entsprechenden plastischen Dehnung ($\varepsilon_p = 0,081\%$) im bei 50°C durchgeführten Zugversuch auftritt. Bis zu dieser relativ geringen plastischen Dehnung liegen im Zug- und im thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch offenbar vergleichbare Verformungsprozesse vor. Mit weiter sinkender Temperatur entsteht zwischen den Nennspannungen des Ermüdungsversuchs und den aus Zugversuchen bestimmten Spannungen eine Differenz, die im Temperaturbereich von 20°C bis zur Untertemperatur (von –50°C) konstant bleibt. Bei 20°C (und 0,13% plastischer Dehnung) beträgt die Nennspannung im thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch 148 MPa, der Wert des entsprechenden Zugversuchs liegt bei 142 MPa. Mit 179 MPa liegt auch die bei Untertemperatur auftretende Oberspannung des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs um 6 MPa über der Nennspannung, die im bei –50°C durchgeführten Zugversuch bei der gleichen plastischen Dehnung (etwa 0,24%) erreicht wird. Als Ursache für die geringfügig höheren Spannungen des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs kommt auch hier, analog zu den in Abschnitt 6.4.1 diskutierten Vorgängen an AZ31, der durch die hohen Temperaturen des Ermüdungsversuchs verursachte und durch Halbwertsbreitenmessungen belegte (siehe Abb. 5.54 und 5.54) Mikroeigen- spannungsabbau in Betracht.

Bei **Mitteltemperaturstart** erstreckt sich der von anfänglichen Temperaturfluktuationen überlagerte elastische Bereich bis auf eine Temperatur von ca. 115°C. Bis zur Ober- temperatur, bei der die Unterspannung von –75 MPa und eine plastische Dehnung von $\varepsilon_p = -0,15\%$ erreicht wird, nimmt die Nennspannung kontinuierlich ab (siehe Abb. 6.21). Die plastische Verformung beruht hier im wesentlichen auf Versetzungsbewegung, denn nach dem ersten Lastwechsel sind im (geätzten) metallographischen Schliff (mit Ausnahme der gedrehten Randschicht) fast keine Verformungszwillinge erkennbar. Mit den aus Druckversuchen (durchgeführt bei 150°C und 200°C) stammenden Spannungen, entnommen bei der für die Obertemperatur des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs relevanten plastischen Dehnung ($\varepsilon_p = -0,15\%$), ergibt sich nach linearer Interpolation auf die Obertemperatur eine Nennspannung von –82 MPa. Im Vergleich zum Ermüdungsversuch folgt daraus ein um 7 MPa höherer Nennspannungsbetrag. Als Ursache kommt die Relaxation von Mikroeigen spannungen in Betracht. Bei Lastspannungüberlagerung gehen während des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs infolge geometrisch inkompatibler thermischer Dehnung sowie durch plastische Verformung bei niedrigeren Temperaturen gebildete Mikroeigen spannungen in gerichtete plastische Verformung über. Dieser Mechanismus wird offenbar durch die mit steigender Temperatur zunehmende Beweglichkeit der Versetzungen ermöglicht. Die Relaxation der Mikroeigen spannungen bewirkt somit bei gleicher plastischer Dehnung geringere Nennspannungen. Im (isothermen) Druckversuch relaxiert dagegen ein erheblicher Anteil der durch inkompative thermische Dehnung entstandenen Mikroeigen spannungen infolge thermischer Aktivierung bereits in der Vorlaufphase des Versuchs.

Bei **Untertemperaturstart** ist kein besonders ausgeprägter elastischer Bereich erkennbar, die Erstbelastungskurve nimmt schon bei geringen Nennspannungsbeträgen einen leicht

gekrümmten Verlauf, der auf plastische Deformation hindeutet. Hierfür sind offenbar Eigenspannungen ursächlich, die z.B. aufgrund geometrisch inkompatibler thermischer Dehnung in der Vorlaufphase des Versuchs entstanden, oder zumindest in dieser Phase noch nicht relaxiert sind. Innerhalb der ersten Hälfte des ersten Lastwechsels nimmt die Nennspannung bis zu einer Temperatur von 125°C kontinuierlich auf die Unterspannung von -116 MPa ab. Bis zu dieser Temperatur gleichen die im thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch gemessenen Nennspannungen den bei der entsprechenden plastischen Dehnung ($\varepsilon_p = -0,21\%$) aus Druckversuchen entnommenen Werten (ggf. nach linearer Interpolation auf die relevante Temperatur) bis auf $\pm 1 \text{ MPa}$. Somit liegt die Vermutung nahe, dass die Deformationsprozesse der Druckversuche und des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs bis zu dieser Temperatur und dieser plastischen Dehnung ($\varepsilon_p = -0,21\%$) durchaus vergleichbar sind. Während die Nennspannung im Ermüdungsversuch von 125 bis 150°C praktisch konstant bleibt (siehe Abb. 6.21), sinkt sie bei den Druckversuchen für die relevanten plastischen Dehnungen bei 140°C ($\varepsilon_p = -0,25\%$) bzw. 150°C ($\varepsilon_p = -0,276\%$) auf -121 bzw. -122 MPa . Die hierdurch entstandene Nennspannungsdifferenz von ca. 6 MPa bleibt mit einer Toleranz von $\pm 1 \text{ MPa}$ bis zur Obertemperatur erhalten. Diese Differenz ist offenbar, wie bereits für den an AZ91 durchgeföhrten, bei Mitteltemperatur gestarteten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuch beschrieben, auf die gerichtete Relaxation von Mikroegenspannungen zurückzuföhren.

Somit ist festzustellen, dass auch an der Gusslegierung AZ91 bei den hier gezeigten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen bereits während der Erstbelastung in Abhängigkeit von der Temperatur unterschiedliche Verformungsprozesse ablaufen. Auf

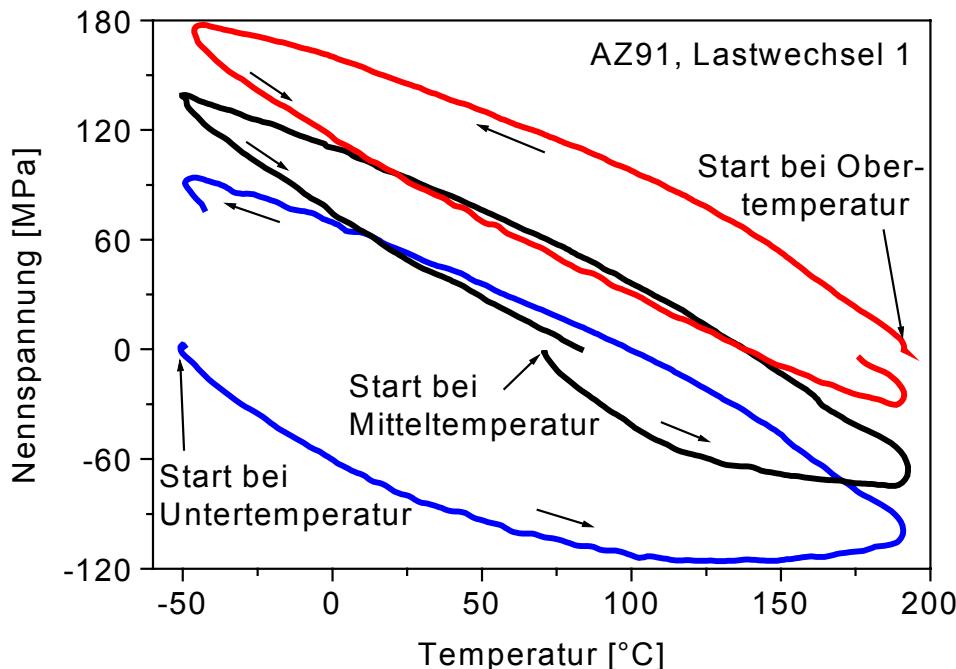


Abbildung 6.21: Nennspannung-Temperatur-Verläufe des ersten Lastwechsels von AZ91 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Ober- Mittel- oder Untertemperaturstart.

kollektive Zwillingsbildungsvorgänge in benachbarten Kristalliten mit ähnlicher Orientierung zurückzuführende plastische Verformung hat für das plastische Verformungsverhalten der druckgegossenen AZ91-Proben unter den Bedingungen der hier gezeigten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche keine nennenswerte Bedeutung.

Wie bereits für AZ31 gezeigt, sind schon die in dieser Phase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche auftretenden Nennspannungen auch für AZ91 nicht mehr ohne weiteres aus isothermen, quasistatischen Versuchen zu berechnen.

6.4.4 Verformungsverhalten von AZ91 bei Entlastung und Rückverformung

In der zweiten Hälfte des ersten Lastwechsels des mit **Obertemperatur** gestarteten Ermüdungsversuchs wird der Probe ein Temperaturanstieg von -50°C auf 190°C aufgeprägt, der zunächst ein stetiges Abnehmen der Zugspannungen bewirkt (siehe Abb. 6.21). Im Bereich von -45 bis 10°C erfolgt die Spannungsabnahme mit der bereits bei der Erstbelastung beobachteten, für elastische Verformung typischen Steigung von $-1,1 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C}$. Würde die Spannung über diesen Temperaturbereich hinaus in gleicher Weise abnehmen, so wäre der nennspannungsfreie Zustand bei 105°C erreicht. Tatsächlich begünstigen durch inkompatible thermische Dehnung und die vorangegangene plastische Zugverformung hervorgerufene Mikro-eigenspannungen die plastische Rückverformung, so dass bei dieser Temperatur eine Nennspannung von 27 MPa vorliegt. Die an dieser Stelle im Vergleich zu AZ31 um 70% höhere Spannung von AZ91 ist auf die unterschiedlichen Verformungsmechanismen der beiden untersuchten Werkstoffe innerhalb der ersten Hälfte des ersten Lastwechsels (unter Zugbeanspruchung) zurückzuführen. Während die scharfe Textur der Knetlegierung (AZ31) unter der gegebenen Beanspruchung praktisch keine Zwillingsbildung zulässt, vollzieht sich aufgrund der statistisch regellosen Orientierungsverteilung der Kristallite der AZ91-Proben ein Teil der plastischen Verformung über Zwillingsbildung. Wie in den Relaxationsversuchen gezeigt wurde, besitzen die durch Zwillingsbildung erzeugten Mikro-eigenspannungszustände stärkere Auswirkungen auf die Höhe der Nennspannungen, als die durch Versetzungsbewegung erzeugten. Bei Entlastung wird ein Teil der während der Zwillingsbildung in Mikro-eigenspannungen gespeicherten Verformungsarbeit frei. Auf Zwillingsbildung zurückgehende Mikro-eigenspannungszustände unterstützen deshalb die Rückverformung stärker, als es die durch Versetzungsbewegung verursachten vermögen. In Abhängigkeit von der Textur werden somit unterschiedlich hohe Beträge an Verformungsarbeit elastisch gespeichert, die bei Lastspannungsüberlagerung in unterschiedlicher Höhe zur Rückverformung beitragen können.

Im Nennspannung-Temperatur-Verlauf des zweiten und dritten Viertels des ersten Lastwechsels des bei **Mitteltemperatur** gestarteten Versuchs (siehe Abb. 6.21) wird der nennspannungsfreie Zustand durch Temperaturabsenkung von der Obertemperatur auf 138°C erreicht. Der Bereich der elastischen Entlastung endet bei dieser Temperatur. Man beobachtet deshalb bei weiter sinkender Temperatur eine weniger stark ansteigende Kurve, so dass bei Untertemperatur eine Oberspannung von 139 MPa erreicht wird. Die Wirkung der

Mikroeigenspannungen werden auch im bei Mitteltemperatur gestarteten Versuch sichtbar, da die plastische Rückverformung schon bei geringen Zugnennspannungen einsetzt.

Bei Temperaturabsenkung von 190 bis 120°C verlaufen die Nennspannungen des ersten Lastwechsels des bei **UnterTemperatur** gestarteten Versuchs parallel zum bei Mitteltemperatur gestarteten, um -35 ± 1 MPa verschoben. Die in der Erstbelastungsphase höhere plastische Dehnung der Untertemperaturstart-Probe führte zu höheren Mikroeigenspannungen, so dass sich im Vergleich zum bei Mitteltemperatur gestarteten Versuch bis zum Erreichen der Untertemperatur eine höhere Rückverformung einstellt. Trotz höherer Zugnennspannungen steigt die Spannung für den bei Mitteltemperatur gestarteten Versuch bei Temperaturabsenkung von 120 auf -50°C um 121 MPa, während sich für den bei Untertemperatur gestarteten Versuch eine um 10 MPa geringere Differenz ergibt.

Während innerhalb des ersten Lastwechsels bei den verschiedenen Anfangsbedingungen noch unterschiedliche Formen der Hystereseschleifen vorherrschen, bildet sich an AZ91 bereits nach dem ersten Lastwechsel eine stabile Form der Hystereseschleifen aus (siehe Abb. 6.22). Für den hier untersuchten Temperaturbereich reduzieren sich aus unterschiedlichen Anfangsbedingungen herrührende Unterschiede im wesentlichen auf einen Nennspannungsoffset. Die Differenz zwischen den Nennspannungen der zehnten Lastwechsel der mit Ober-, Mittel- und Untertemperatur gestarteten Versuche liegt nach Abzug des Offsets bei jeder Temperatur unter 5 MPa, so dass die weitere Analyse des Verformungsverhaltens von AZ91 unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung am Beispiel von bei Mitteltemperatur gestarteten Versuchen erfolgt.

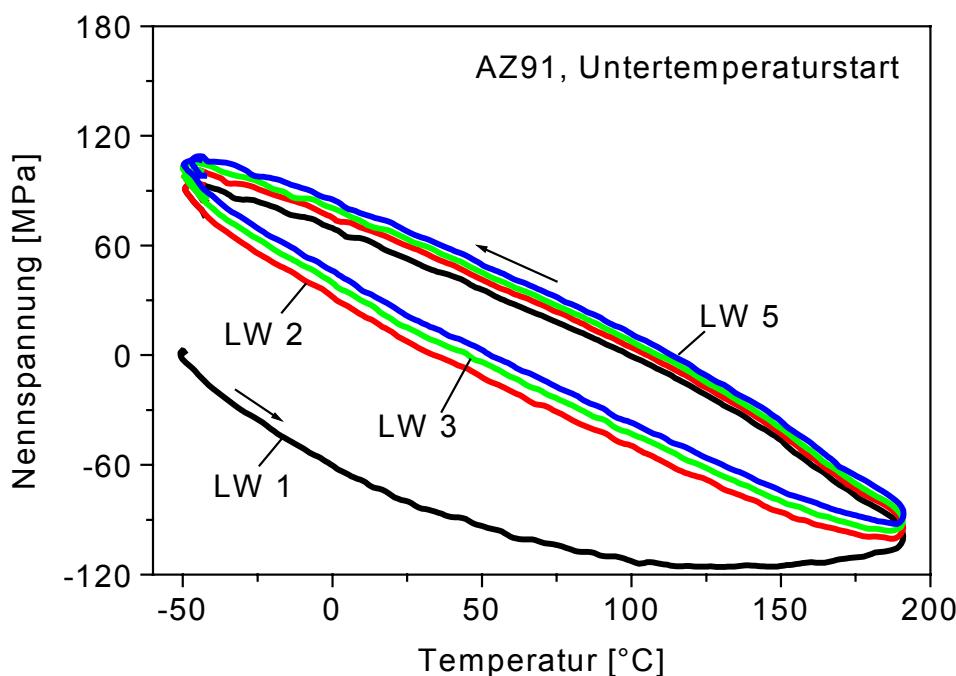


Abbildung 6.22: Nennspannung-Temperatur-Verläufe der Lastwechsel 1, 2, 3 und 5 von AZ91 bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Untertemperaturstart.

6.5 Diskussion der Schädigungsprozesse und -mechanismen

Bereits die ersten Lastwechsel thermisch-mechanischer Ermüdungsbelastung bewirken charakteristische Veränderungen der Mikrostruktur. Bei niedrigen Lastspielzahlen steht hierbei die Bildung von Gleitbändern und Verformungszwillingen im Vordergrund, während bei mittleren und höheren Lastspielzahlen neben Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen auch Texturänderungen zu beobachten sind. Rissbildungs- und Rissausbreitungsprozesse sind eher hohen Lastspielzahlen zuzuordnen.

6.5.1 Schädigungsprozesse an AZ31

6.5.1.1 Gleitvorgänge

Bei den in Abbildung 6.23 dargestellten Gefügeaufnahmen handelt es sich um Querschnittsfächen geätzter AZ31-Proben, die einen bzw. 100 Lastwechsel thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung im Temperaturbereich von -50 bis 100 , 125 oder 150°C durchlaufen haben. Die Beispiele repräsentieren kristallographisches Gleiten, das bereits bei niedrigen Temperaturamplituden und geringen Lastspielzahlen auftritt. Man erkennt Ätzfiguren, die Bereiche sichtbar machen, in denen infolge kristallographischen Gleitens lokal erhöhte Versetzungsdichten vorliegen. Bereits die Verformung durch Gleitvorgänge verteilt sich nicht homogen auf die betrachtete Probenquerschnittsfäche. Die Gleitlinien konzentrieren sich in wenigen, in der Probenquerschnittsfäche parallel zur Blechoberfläche orientierten Bändern, welche aufgrund der vorliegenden Basaltextur überwiegend parallel zu den Basalebenen der Kristallite orientiert sind. Diese Beobachtung lässt auf die schon bei niedrigen Temperaturen aktive Basalgleitung vom Typ $\{0001\} <11\bar{2}0>$ [5] schließen. Von der kristallographischen Gleitung sind bevorzugt überdurchschnittlich große Kristallite betroffen, da sie bei der hier vorliegenden, von Korngrenzengleiten mitgetragenen Verformung relativ hohe Spannungen erfahren, und außerdem über entsprechend lange Versetzungslaufwege verfügen. Zunehmende plastische Verformung schränkt die Beweglichkeit der auf einer Gleitebene liegenden Versetzungen z.B. infolge Versetzungsvervielfachung ein, so dass weitere parallel liegende Gleitebenen aktiviert werden. Man beobachtet deshalb mit steigender Lastspielzahl und zunehmender Temperaturamplitude eine höhere Zahl von Gleitlinien in den betroffenen Kristalliten. Eine Zunahme der Versetzungsdichte begünstigt außerdem die Rekristallisation, so dass in gleitliniendurchsetzten Bereichen bereits nach 100 Lastwechseln thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit einer Obertemperatur von 125°C rekristallisierende Kristallite (in Abb. 6.23, links unten, durch einen Pfeil gekennzeichnet) erkennbar sind. Bis zu einer Obertemperatur von 150°C nimmt der Anteil gleitliniendurchsetzter Kristallite mit steigender Temperaturamplitude weiter zu. Die gleichzeitige steigende Spannungsamplitude begünstigt die Bildung von Verformungszwillingen, so dass in einzelnen, von Gleitlinien durchzogenen Kristalliten Verformungszwillinge entstehen (in Abb. 6.23, rechts unten, durch einen Pfeil gekennzeichnet).

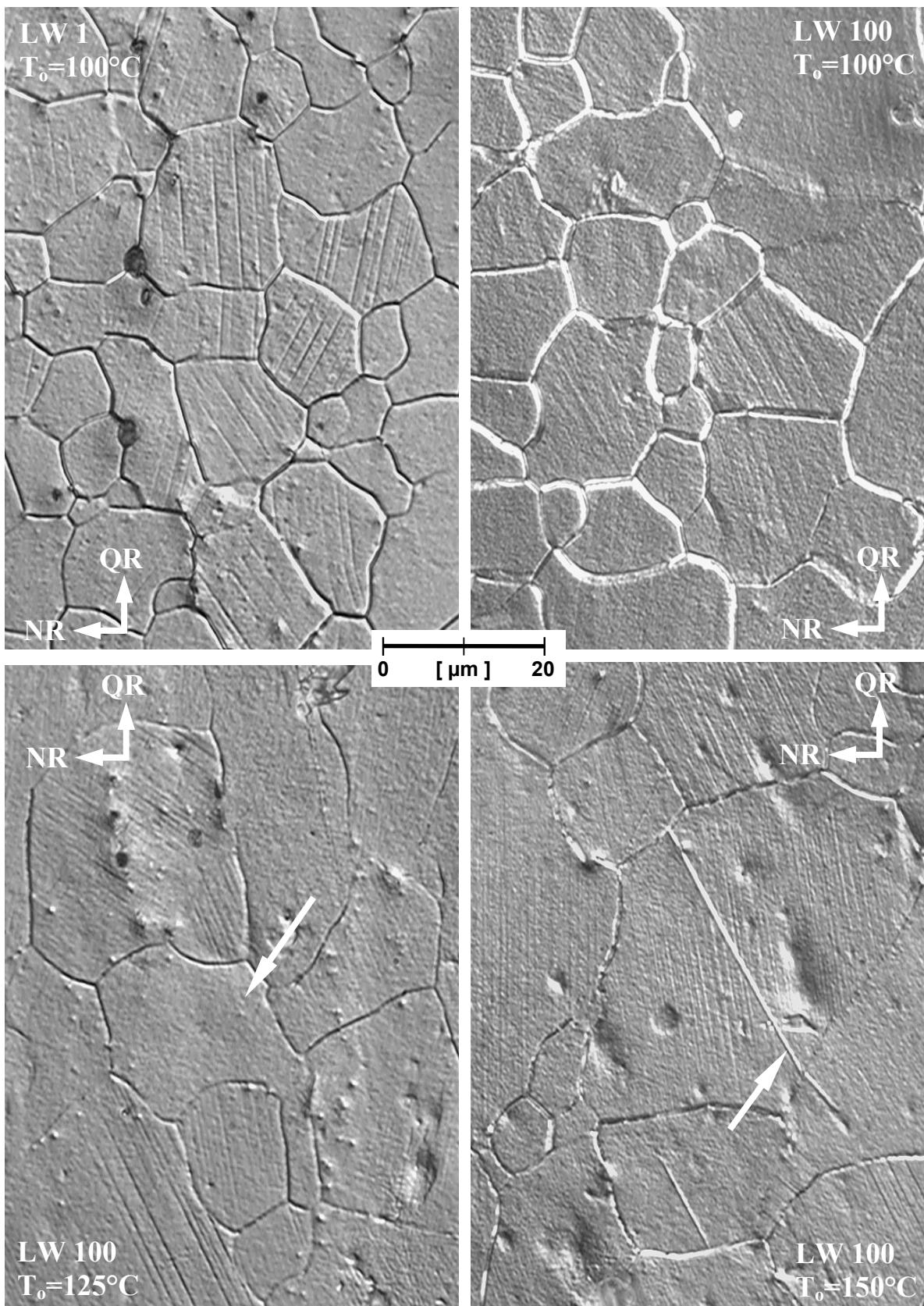


Abbildung 6.23: Gleitlinien auf Querschnittflächen thermisch-mechanisch ermüdeter AZ31-Proben, ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 100, 125$ bzw. 150°C , Lastspielzahl: 1 bzw. 100 Lastwechsel). DIC-Kontrast.
QR = Querrichtung, NR = (Blech-) Normalenrichtung.

Obwohl der von Versetzungsbewegung getragene Betrag plastischer Verformung im Bereich höherer Temperaturamplituden zunimmt, sind bei Obertemperaturen von 175 und 190°C kaum noch klar erkennbare, auf kristallographisches Gleiten hinweisende Ätzfiguren zu finden. Dieser scheinbare Widerspruch beruht auf Erholungs- und Rekristallisationsprozessen, die eine weitgehende Auslöschung der lokal erhöhten Versetzungsdichten bewirken. Die Auswirkungen dieser Prozesse wurden zwar schon in den Druck- und Relaxationsversuchen erkennbar, besonders deutlich sind diese jedoch durch die in den Abbildungen 5.55 und 5.56 gezeigten Interferenzlinien-Halbwertsbreiten der Röntgenbeugungsversuche belegt.

Indirekt sind auch die mit zunehmender Temperatur verbesserten Möglichkeiten des Korngrenzengleitens erkennbar. Thermisch-mechanische Ermüdung mit -50°C Unter- und 150°C Obertemperatur lässt im Randbereich größerer Kristallite Verformungszwillinge entstehen, welche die durch Korngrenzengleiten hervorgerufenen Dehnungskompatibilitäten kompensieren, wie das in Abbildung 6.24 gezeigte Beispiel zeigt. Diese Beobachtungen werden durch Untersuchungen von [154] bestätigt, bei denen der an AZ31 nach 10%-iger plastischer Dehnung bestimmte, auf Korngrenzengleiten basierende Dehnungsanteil von 8% bei Raumtemperatur auf 27% bei 250°C ansteigt. Die Kombination von Zwillingsbildung- und Rekristallisationsprozessen sowie Korngrenzengleiten führt bei gleicher Temperaturamplitude, aber einer um 100°C höheren Mitteltemperatur zu einer bevorzugten Orientierung der Korngrenzen in einem Winkel von 45° zur Beanspruchungsrichtung, und somit in Richtung der maximalen Schubspannungen, wie das in Abbildung 6.25 gezeigte Gefüge einer bis zum Bruch ermüdeten AZ31-Probe erkennen lässt.

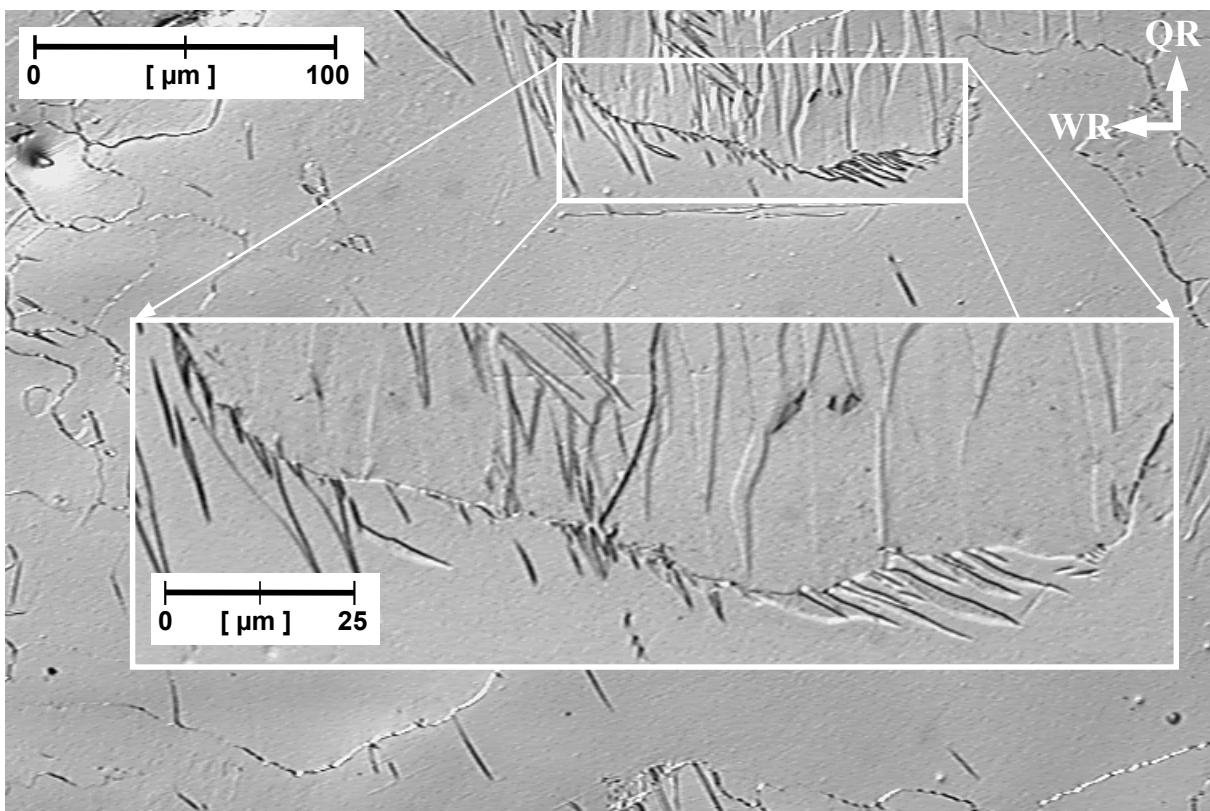


Abbildung 6.24: Zwillingsbildung im korngrenzennahen Bereich einer bis zum Bruch thermisch-mechanisch ermüdeten AZ31-Probe, ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 150^\circ\text{C}$). DIC-Kontrast. QR = Querrichtung, WR = Walzrichtung.

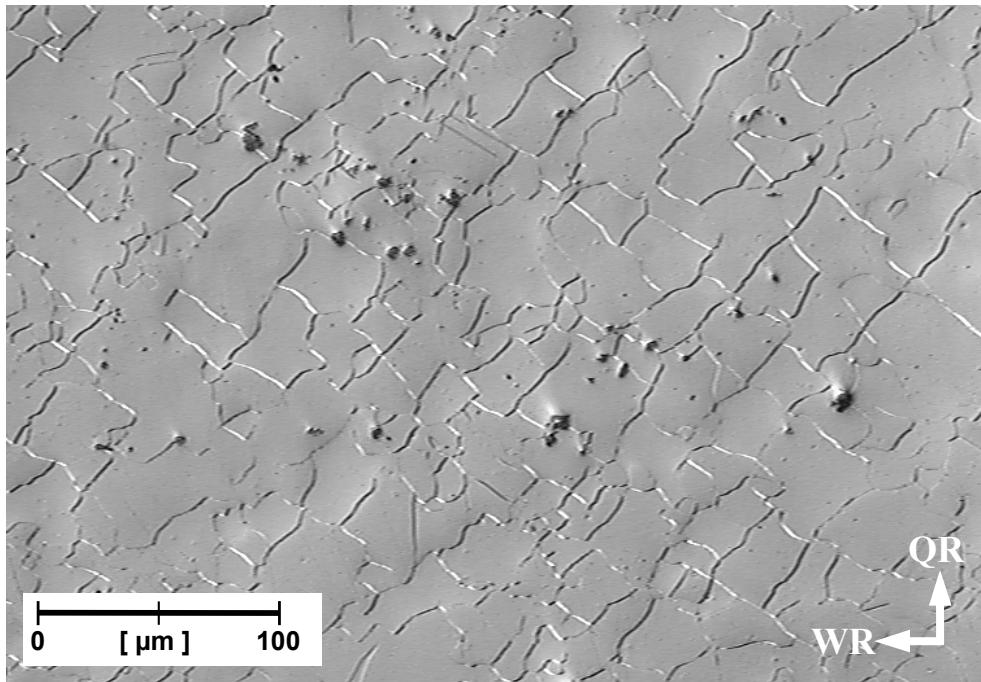


Abbildung 6.25: Vorzugsorientierung der Korngrenzen einer bis zur Bruchlastspielzahl thermisch-mechanisch ermüdeten AZ31-Probe. ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 250^\circ\text{C}$). DIC-Kontrast.
QR = Querrichtung, Beanspruchung in Walzrichtung = WR.

6.5.1.2 Zwillingsbildung

Für die Basalttextur des gewalzten Ausgangsmaterials typische Elementarzellen bilden mit ihren Ebenen vom Typ $\{10\bar{1}2\}$ einen (mit den Gitterparametern des reinen Magnesiums berechneten) Winkel zur Blechoberfläche von ca. $46,9^\circ$. Bei Zwillingsbildung dienen diese Ebenen als Zwillingsebenen, in denen die zur Zwillingsbildung notwendige Verschiebung, wie in Abbildung 2.5 gezeigt, in Richtungen vom Typ $<10\bar{1}1>$ erfolgt. In hinsichtlich der Rotation um die c-Achse zur Zwillingsbildung günstig orientierten Elementarzellen schließt die Verschiebungsrichtung mit der Belastungsrichtung der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche einen in Blechnormalenrichtung gemessenen Winkel von $43,1^\circ$ ein. Er entspricht somit nahezu dem Winkel von 45° , unter dem die maximalen Schubspannungen auftreten.

Man beobachtet deshalb bei den thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen mit -50°C Untertemperatur bis zu einer Obertemperatur von 125°C unter ca. 45° zur ursprünglichen Blechoberfläche geneigt verlaufende Zwillingsbänder. Aufgrund der bei relativ niedriger Temperatur stark eingeschränkten Möglichkeit zu kristallographischer Gleitung ist ihre Breite auf wenige Korndurchmesser begrenzt. Ursächlich sind durch Zwillingsbildung entstehende Mikroeingespannungen, die weitere Zwillingsbildungsvorgänge in der unmittelbaren Umgebung der Zwillinge auslösen können, soweit die Orientierung der in der Scherebene liegenden, benachbarten Kristallite die Zwillingsverformung unterstützt.

Ein Beispiel für die bei niedrigeren Temperaturen räumlich streng begrenzte Zwillingsbildung ist in Abbildung 6.26 gezeigt. Der metallographisch präparierte Querschnitt einer mit 100 Lastwechseln thermisch-mechanisch im Temperaturbereich von -50 bis 100°C ermüdeten

Probe schneidet zwei die Probenlängsachse unter einem Winkel von ca. 45° durchlaufende Ebenen, in denen Zwillingsbildung aufgetreten ist. In der Querschnittfläche sind deshalb zwei etwa in Querrichtung verlaufende Zwillingsbänder zu erkennen. Diese Bänder erstrecken sich nicht über die gesamte Breite der Probenquerschnittfläche, da sich auch in diesem Temperaturbereich bereits ein erheblicher Anteil an plastischer Verformung über Gleitvorgänge vollzieht. Aus der Lage der in der Ausschnittvergrößerung gezeigten Zwillingslamellen wird erkennbar, dass die in der Scherebene liegenden Kristallite keineswegs optimal zur Zwillingsbildung orientiert sein müssen, was bei den nicht allzu hohen Obertemperaturen allerdings zu hohen Kohärenzspannungen führt.

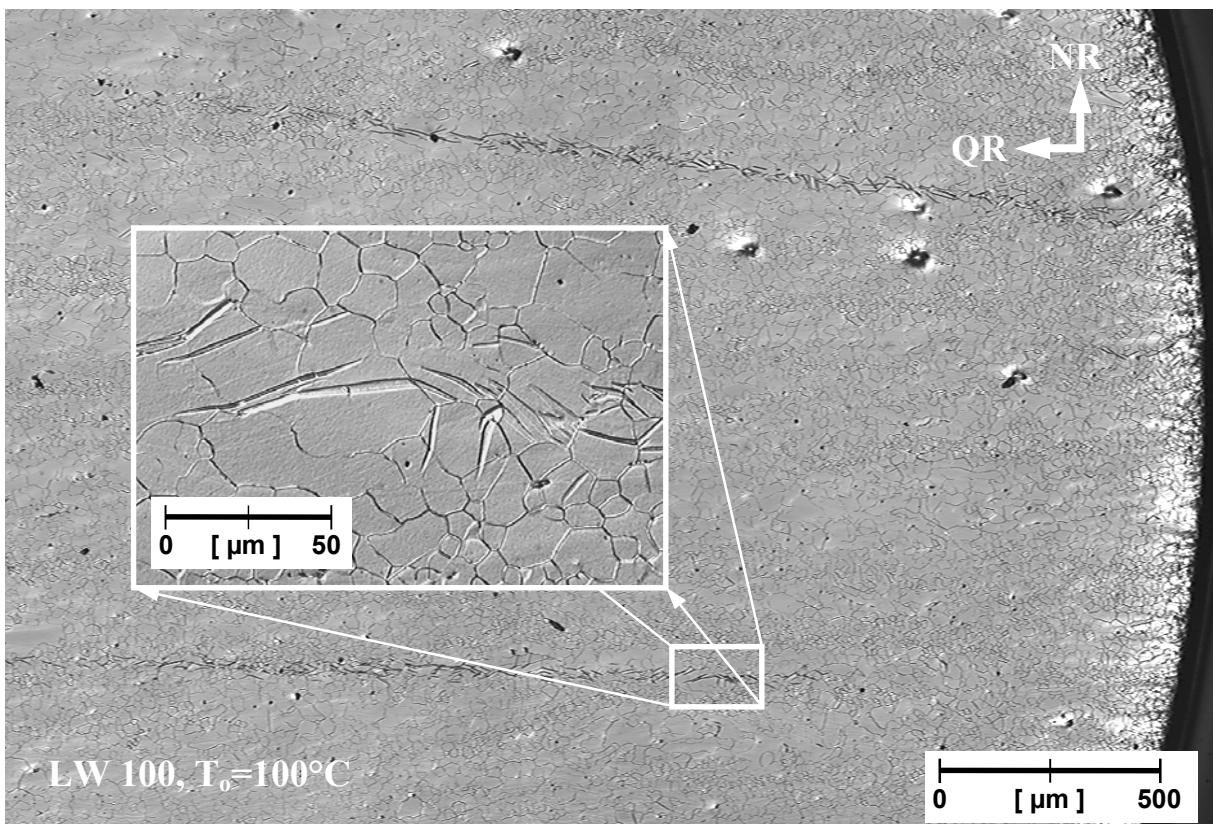


Abbildung 6.26: Zwillingsbänder in geätzter Querschnittfläche einer AZ31-Probe nach 100 Lastwechseln thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 100$, Mitteltemperaturstart). DIC-Kontrast.

Auf der in Abbildung 5.38 wiedergegebenen Mantelfläche einer mit 125°C Obertemperatur bis zum Bruch ermüdeten Probe sind die Scherebenen der Zwillingsbildung nur indirekt, in Form von Rissbändern, erkennbar. Die durch Zwillingsbildung verursachten Mikroeigenspannungen bewirken eine überwiegend von der Probenoberfläche ausgehende Rissbildung, die das Ausmaß der verzwilligten Bereiche klar erkennen lässt, wie metallographische Untersuchungen bestätigt haben. Deutlich wird dies jedoch schon durch einen Vergleich zwischen der in horizontaler Richtung gemessenen Breite der Rissbänder und der in Abbildung 6.26 erkennbaren Breite der Zwillingsbänder.

Die bei höheren Temperaturen verbesserten Gleitmöglichkeiten führen zu einer weniger scharfen Begrenzung der Verformungsbänder. Die Zwillingsbildung erfolgt eher in einzelnen Kristalliten, die aber dennoch überwiegend in Verformungsbändern lokalisiert sind, wie das in

Abbildung 6.27 gezeigte Beispiel einer über 100 Lastwechsel thermisch-mechanisch im Temperaturbereich von -50 bis 150°C ermüdeten Probe belegt. Von der Zwillingsbildung sind hier ganz überwiegend größere Kristallite betroffen, die hinsichtlich des Korngrenzen-gleitens nur vergleichsweise geringe Verformungsbeiträge zu liefern imstande sind.

In Abhängigkeit von der Temperatur und der während der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung akkumulierten Schädigung treten unterschiedliche Verformungsmechanismen in den Vordergrund. Der Anteil dieser konkurrierenden Prozesse an der bei jedem Lastwechsel auftretenden plastischen Verformung bestimmt das bei der jeweiligen Temperatur herrschende Spannungsniveau, so dass durchaus Spannungs-Temperatur-kombinationen denkbar sind, welche die mechanische Rückverformung eines Teils der separat entstandenen Zwillinge bewirken können. Im Gegensatz zur kollektiven Rückbildung sind diese separat auftretenden Rückbildungsprozesse jedoch nicht schon an der Form der Nennspannung-Temperatur-Hysterese erkennbar.

Erste Hinweise auf mechanische Rückbildung separat entstandener Verformungszwillinge geben Zwillinge, die unter bestimmten Versuchsbedingungen bevorzugt in der Umgebung von Rissufern zu finden sind. Ein Beispiel bietet die in Abbildung 6.28 gezeigte Gefügeaufnahme einer im Temperaturbereich von 50 bis 275°C thermisch-mechanisch bis zum Bruch ermüdeten Probe. Man erkennt einen etwa normal zur Beanspruchungsrichtung verlaufenden Riss, dessen Flanken aufgrund hoher plastischer Verformung relativ feinkörnig rekristallisiertes Gefüge aufweisen. Etwas weiter von den Rissufern entfernte Bereiche lassen dagegen Zwillinge erkennen, die offenbar während der Rissentstehung oder bei einem Kontakt der Rissufer entstanden sind. Im Gegensatz zu dem vor der Rissspitze liegenden, praktisch zwillingsfreien Werkstoffbereich konnte hier keine mechanische Rückverformung der Zwillinge erfolgen, da der Riss diese Bereiche von Zugspannungen, die eine mechanische Zwillingsrückbildung bewirken könnten, abschirmt. Demgegenüber markieren die Verformungszwillinge einer mit 125°C Obertemperatur ermüdeten Probe (siehe Abb. 6.29) die typische Form rissspitzennaher Deformationszonen, so dass in diesem Fall nicht von mechanischer Zwillingsrückbildung auszugehen ist.

Einen weiteren Hinweis auf mechanische Rückbildung separat entstandener Verformungszwillinge bietet die Zwillingsdichteänderung der bei 175°C Obertemperatur ermüdeten Proben. Bis zur halben Bruchlastspielzahl bewegt sich die Zwillingsdichte auf einem konstant niedrigen Niveau, da offenbar ein Teil der im Druckhalbzyklus entstandenen Zwillinge im Zughalbzyklus zurückverformt wird. Das Aussehen des Gefüges entspricht etwa dem in Abbildung 6.27 gezeigten. Trotz steigender Unterspannungen (siehe Abb. 6.30) nimmt die Zwillingsdichte nach Überschreiten der halben Bruchlastspielzahl dramatisch zu, da die Oberspannung mit fortschreitender Rissausbreitung abnimmt, und die Rückverformung der Zwillinge somit ausbleibt. Das Gefüge der gebrochenen Proben ist praktisch vollständig verzwillingt, und nur an wenigen Stellen von streng begrenzten Rekristallisationszonen durchzogen, wie die entsprechenden Gefügeaufnahmen (Abb. 6.31) erkennen lassen.

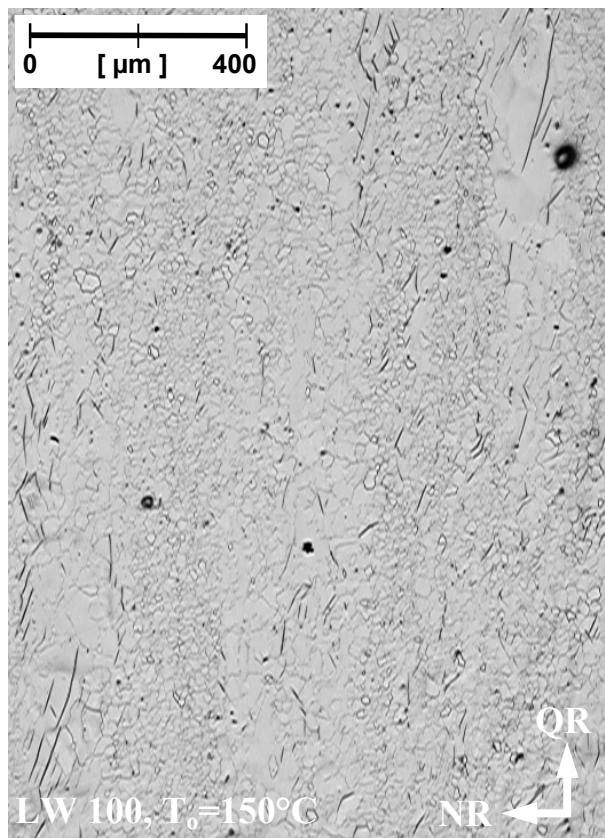


Abbildung 6.27: Zwillingsbänder in geätzter Querschnittfläche einer unter thermisch-mechanischer Ermüdung gebrochenen AZ31-Probe ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 150^\circ\text{C}$).

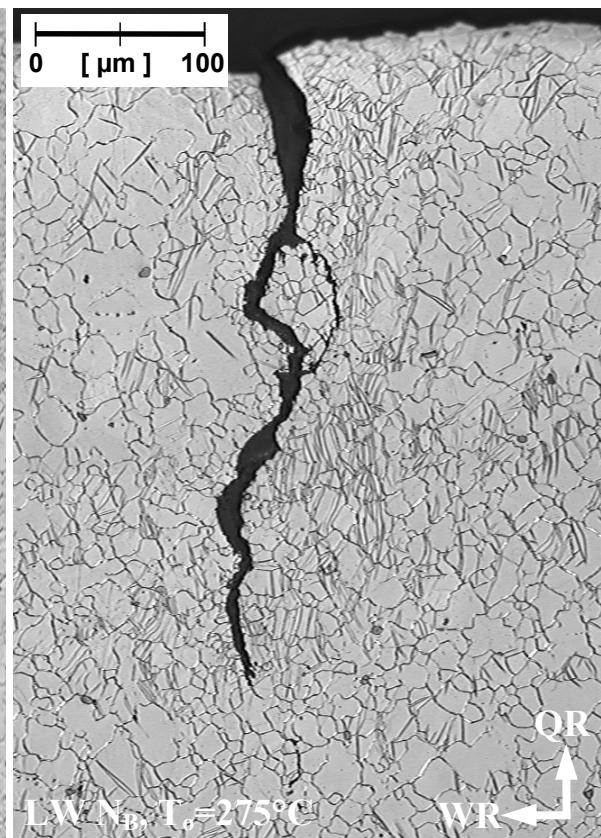


Abbildung 6.28: Zwillinge in geätzter Längsschnittfläche einer unter thermisch-mechanischer Ermüdung gebrochenen AZ31-Probe ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 275^\circ\text{C}$).

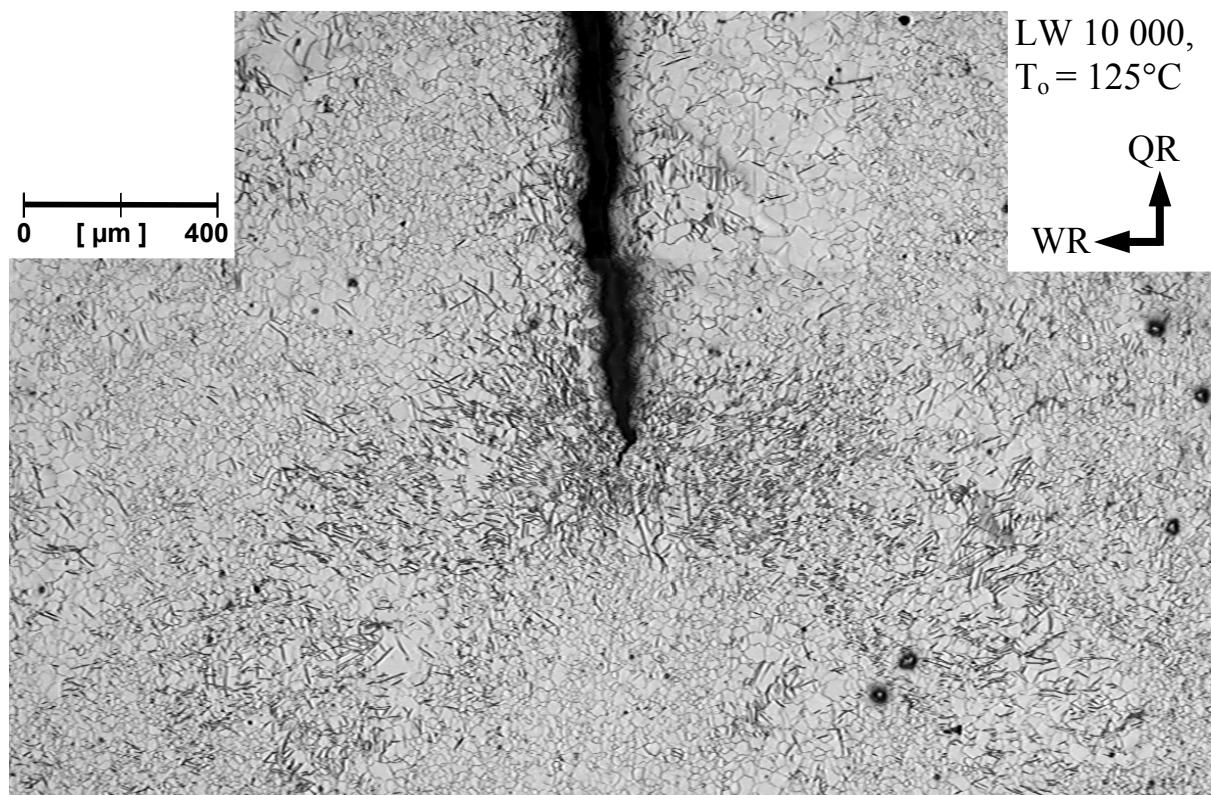


Abbildung 6.29: Zwillingsbildung in rissspitzennaher Deformationszone. Geätzte Längsschnittfläche einer AZ31-Probe nach 10^4 Lastwechseln thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 125^\circ\text{C}$). DIC-Kontrast.

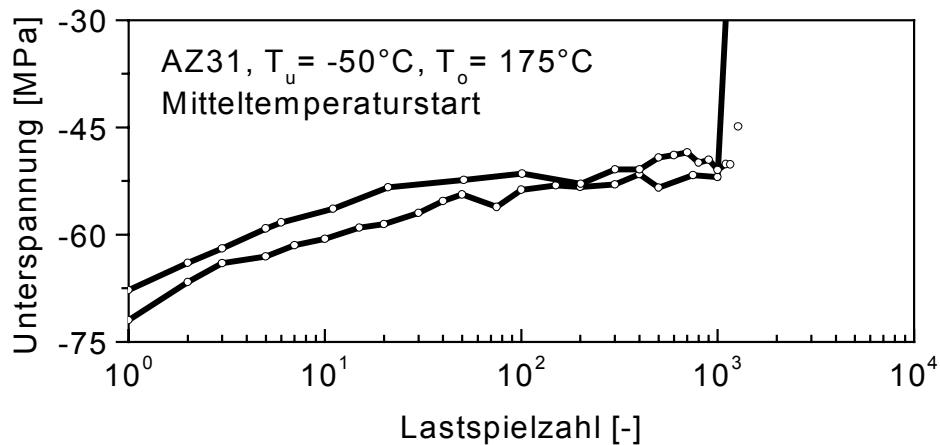


Abbildung 6.30: Unterspannung-Verläufe von AZ31 bei thermisch-mechanischer Ermüdung im Temperaturbereich von -50 bis 175°C , Versuchsbeginn bei Mitteltemperatur.

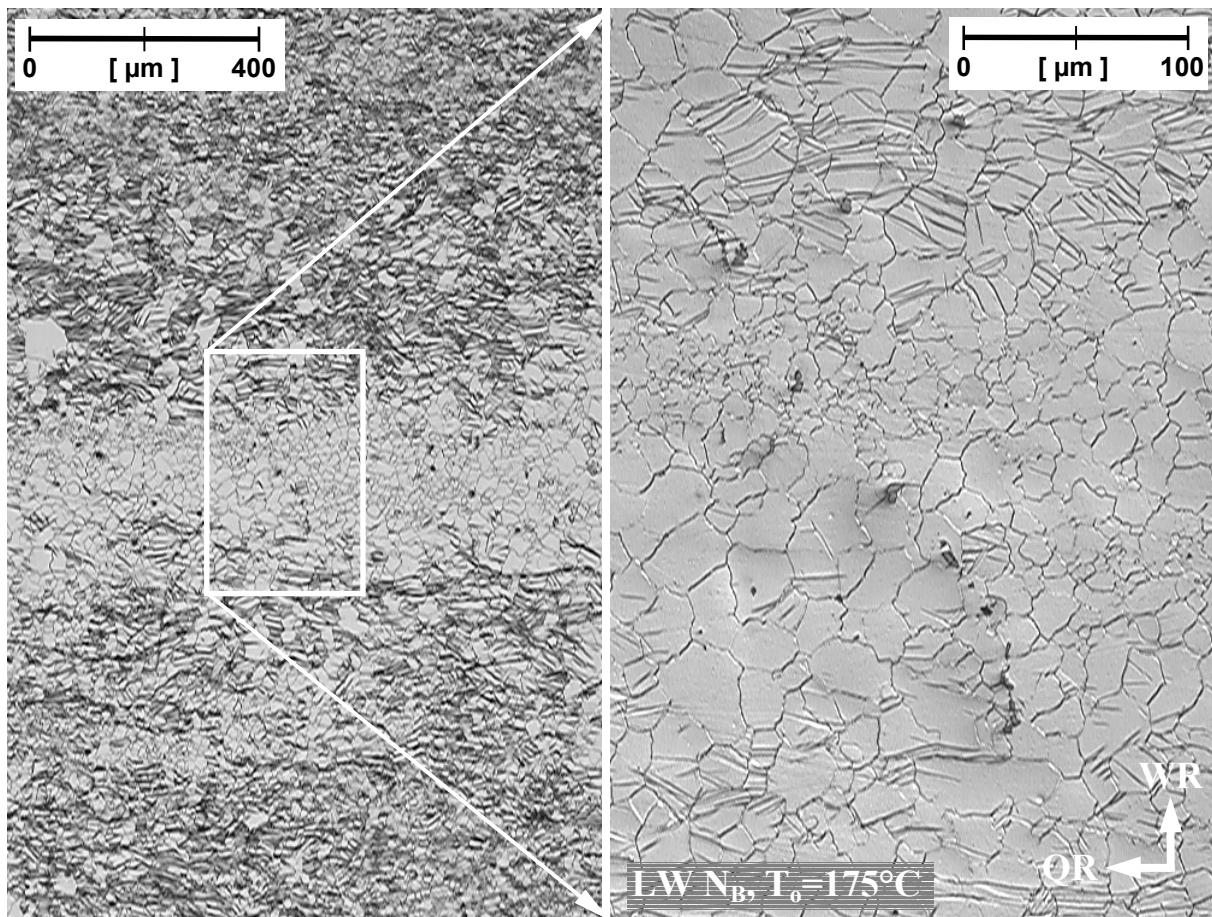


Abbildung 6.31: Rekristallisationszone einer unter thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 175^\circ\text{C}$) gebrochenen AZ31-Probe. Längsschnitt, geätzt. Aufnahmevergrößerung 50- bzw. 200-fach, DIC-Kontrast.

6.5.1.3 Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge

Die unter thermisch-mechanischer Belastung auftretende Rekristallisation der AZ31-Proben hängt neben der Werkstoffvorgeschichte, der Temperaturschwingbreite und der Obertemperatur auch von den innerhalb der Probenmessstrecke zuweilen lokal unterschiedlichen Beanspruchungsverhältnissen ab.

Die Rekristallisation der fertigungsbedingt verformten Randschicht und des durch thermisch-mechanische Beanspruchung beeinflussten Gefüges vollzieht sich nach unterschiedlichen Prioritäten. Der hohe Umformgrad, den die oberflächennahen Bereiche erfahren haben, führt zu einer hohen Versetzungsichte, wie die hohen Halbwertsbreiten der Röntgeninterferenzlinien belegen (Abb. 5.51 und 5.52). Diese bewirkt bereits nach 100 Lastwechseln thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit 125°C Obertemperatur (und der jeweils auf die Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche entfallenden 10 thermischen Zyklen ohne mechanische Belastung) eine fast vollständige Rekristallisation der stark verzwilligten Probenrandschicht, so dass die typische Korngröße in der Rekristallisationszone weniger als 1 µm beträgt (siehe Abb. 6.32, oben). Bekanntlich ist die Bildung von Rekristallisationskeimen mit der Umordnung von Versetzungen verbunden, die vorwiegend durch Versetzungsklettern erfolgt [155]. Die bis zum Rekristallisationsbeginn verstrichende Zeit hängt somit umgekehrt exponentiell von der Temperatur ab. Inwiefern die während der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche wiederholt aufgeprägten niedrigen Temperaturen (hier –50°C), ggf. in Verbindung mit den damit verknüpften Spannungen, Einfluss auf die Rekristallisationskeimbildung nehmen, wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht untersucht.

Da die Beweglichkeit der Korngrenzen über den Diffusionskoeffizienten von der Temperatur abhängt, bewirken steigende Obertemperaturen zunehmende Rekristallisationsgeschwindigkeiten. Das Ausmaß der Randschichtrekristallisation, das eine mit 150°C Obertemperatur ermüdete Probe (siehe Abb. 6.32, mittig) bereits nach einem Lastwechsel (und somit nach 11 Temperaturzyklen) aufweist, entspricht hierbei praktisch dem einer über 100 Lastwechsel mit 125°C Obertemperatur ermüdeten Probe, wobei die typische Korngröße des rekristallisierten Gefüges jedoch 1 bis 2 µm beträgt. Mit weiterer Temperaturzunahme erfasst die Rekristallisation auch Schichten, die aufgrund ihres höheren Oberflächenabstands während der mechanischen Bearbeitung weniger stark verformt wurden. Das in Abbildung 6.32 (unten) gezeigte Beispiel lässt bereits nach einem Lastwechsel thermisch-mechanischer Ermüdung mit 190°C Obertemperatur eine vollständige, bis in eine Tiefe von etwa 10 µm reichende Rekristallisation erkennen. Die dort vorherrschende typische Größe der rekristallisierten Körner (etwa 5 µm), und die eher in Richtung des Probenzentrums gestreckte Kornform belegt, dass dieser Bereich die kritische Versetzungsichte aufweist, bei der unter den gegebenen Versuchsbedingungen Rekristallisationskeime gerade noch entstehen.

Im Temperaturbereich von –50 bis 190°C induziert rein thermisches Zyklieren in den AZ31-Proben keine bedeutende plastische Verformung. Während der thermischen Wechselbeanspruchung nimmt die geringe Versetzungsichte im von der mechanischen Bearbeitung unbeeinflussten Bereich deshalb praktisch nicht zu. Man findet dort nach 1000 thermischen Zyklen ohne mechanische Belastung einzelne, ungewöhnlich große Körner, die durch sekundäre Rekristallisation entstanden sind, wie deren zum Kornzentrum gekrümmte Korngrenzen erkennen lassen. Bevorzugte Wachstumsrichtungen sind in Abbildung 6.33 (links) durch Pfeile angedeutet.

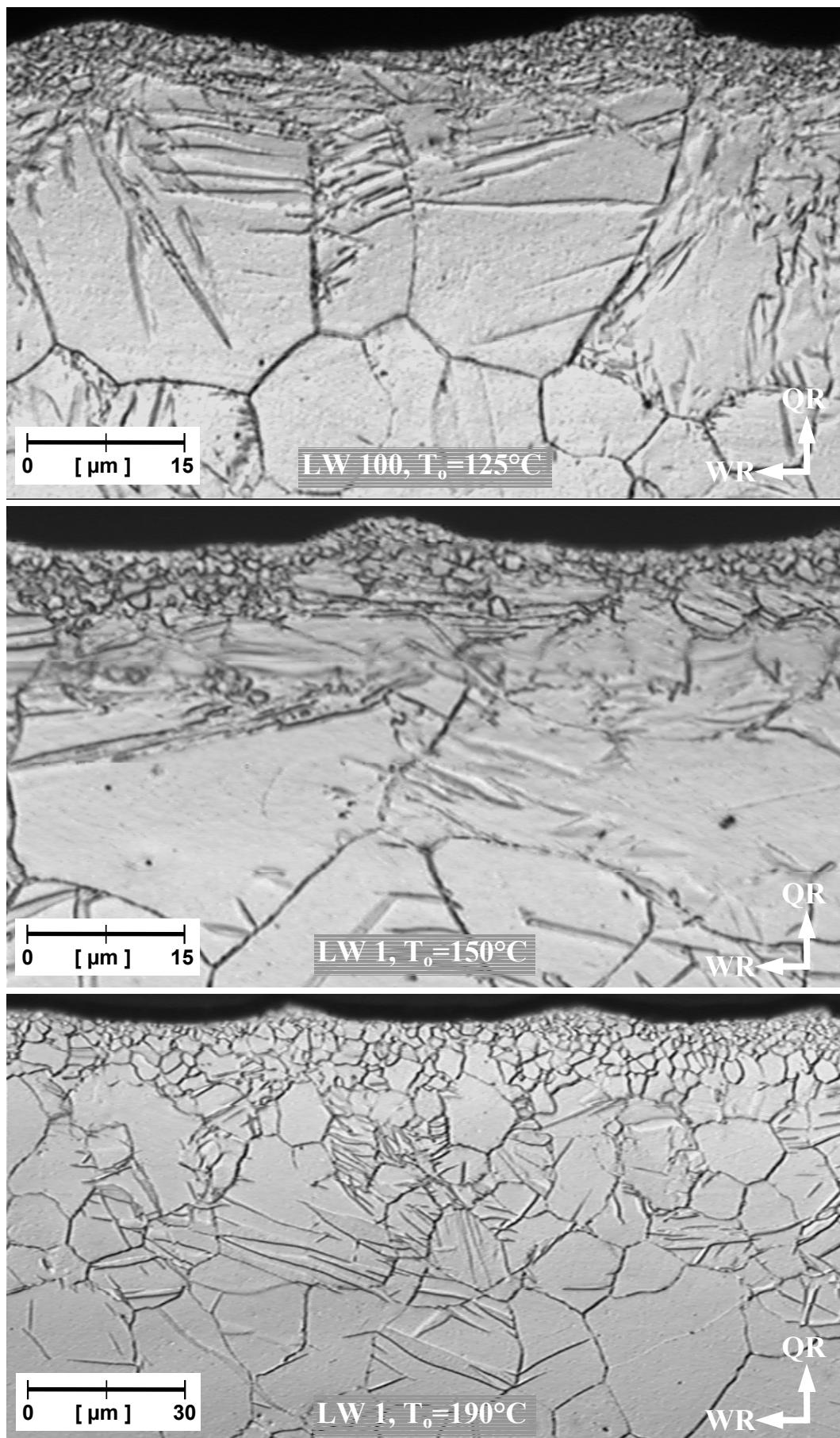


Abbildung 6.32: Rekristallisation bearbeitungsbedingter Randschichten von AZ31-Proben nach einem bzw. 100 Lastwechseln thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 125, 150$ bzw. 190°C). Längsschnittflächen, geätzt. Aufnahmevergrößerung 500- bzw. 1000-fach, DIC-Kontrast.

Neben dem an den Beispielen der Randschichtrekristallisation und der nennspannungsfreien Temperaturwechselbeanspruchung erläuterten (vorwiegend thermischen) Einfluss der Obertemperatur auf bereits zu Versuchsbeginn vorliegende Versetzungsstrukturen übt die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung natürlich auch einen (mechanischen) Einfluss auf die Rekristallisation aus, indem sie z.B. bestehende Versetzungsstrukturen verändert.

Die durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung gebildeten Versetzungsstrukturen begünstigen die Rekristallisation der von mechanischer Bearbeitung unbeeinflussten Probenbereiche deutlich. Bereits eine thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit 100°C Obertemperatur und 75°C Temperaturamplitude verursacht z.B. in an Zwillingsbildung erkennbaren Verformungsbändern lokal deutlich erhöhte Versetzungsichten, die eine Rekristallisation fördern, wie das in Abbildung 6.33, rechts gezeigte Beispiel einer mit 5000 Lastwechseln beaufschlagten Probe zeigt. Innerhalb der Verformungsbänder werden Zwillinge und umgebende Bereiche in etwa gleicher Weise von der Rekristallisation erfasst, da neben der Zwillingscherung, die zu einer hohen Versetzungsichte in den Zwillingslamellen führt, offenbar auch Gleitvorgänge in den umgebenden Bereichen stattfinden, die bei nicht allzu hohen Obertemperaturen ebenfalls zu hohen Versetzungsichten führen. Bevorzugte Ausbreitungsrichtungen rekristallisierender Körner sind durch Pfeile angedeutet. Aufgrund der geringen Obertemperatur lassen sich in weiter von den Verformungsbändern entfernten Bereichen keine Anzeichen von Rekristallisation erkennen, die polygonale Struktur der Korngrenzen des Ausgangszustands bleibt weitestgehend erhalten.

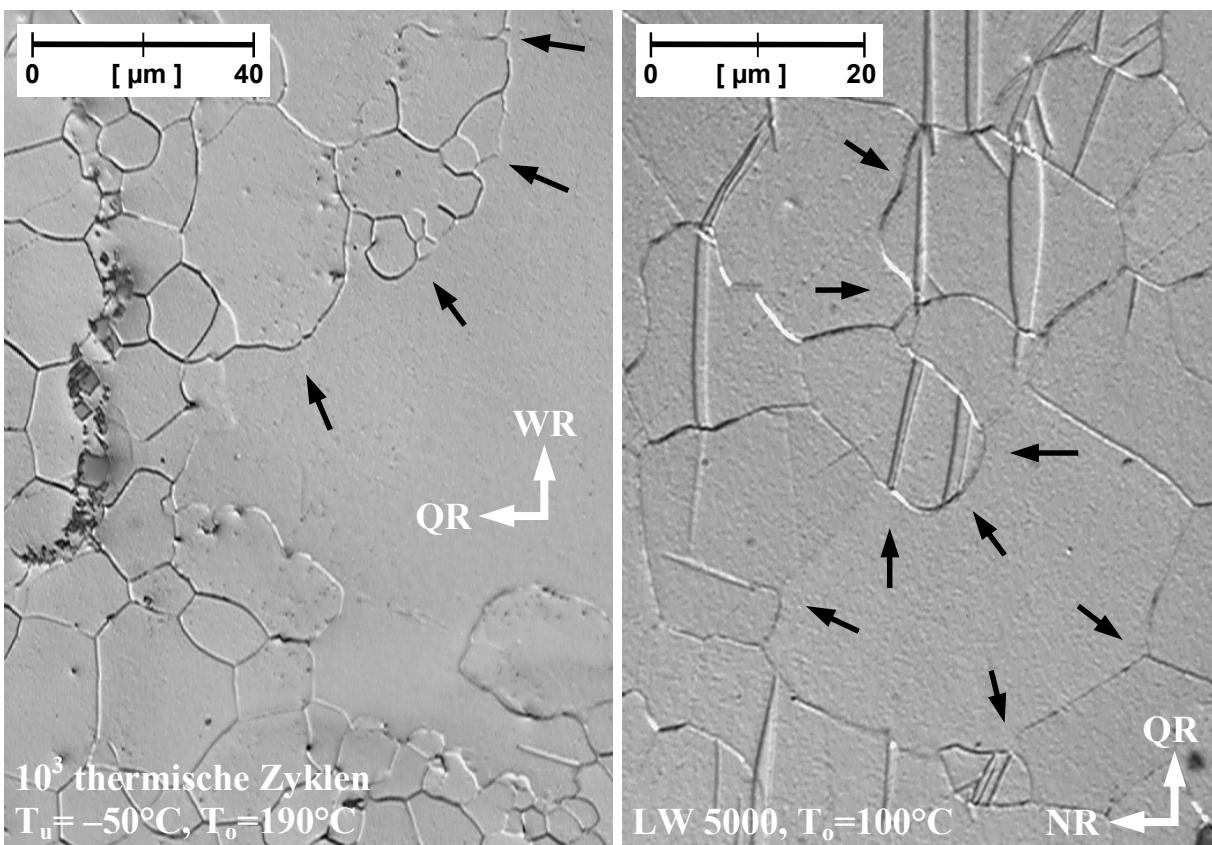


Abbildung 6.33: Rekristallisation von AZ31 (geätzte Proben, DIC-Kontrast).

Links: Längsschnitt, 1000 nennspannungsfreie Temperaturwechsel ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 190^\circ\text{C}$).

Rechts: Querschnitt, 5000 Lastwechsel thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 100^\circ\text{C}$).

Mit weiter zunehmender Temperaturamplitude erhöht sich der Anteil an plastischer Verformung, so dass die Versetzungsichte und damit die Rekristallisationsneigung weiter ansteigt. Bei einer Obertemperatur von 150°C und -50°C Untertemperatur ist die Rekristallisationsgeschwindigkeit jedoch noch so gering, dass ein erheblicher Anteil der durch thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung gebildeten Verformungsmerkmale innerhalb der Versuchslaufzeit nicht durch Rekristallisation aufgezehrt wird. Ein Beispiel zeigt die in Abbildung 6.34 (links) wiedergegebene Gefüeaufnahme einer in diesem Temperaturbereich bis zum Bruch ermüdeten AZ31-Probe. Im linken Teil des Bildes erkennt man einige unterschiedlich große, rekristallisierte Körner mit uneinheitlich gekrümmten Korngrenzen, die stellenweise mit punktförmigen Ausscheidungen belegt sind. Rechts davon befindet sich ein in vertikaler Richtung gestrecktes Korn von ca. $160 \mu\text{m}$ Länge, das auf seiner geätzten Kornfläche eine schwach sichtbare, etwa in vertikaler Richtung verlaufende, leicht gewellte Maserung aufweist. Diese von Basalgleitbändern verursachte Ätzfigur weist auf eine erhöhte Versetzungsichte hin. Weiterhin durchzieht ein Verformungszwilling fast das gesamte Korn, in dem sich die Wellenform der Gleitbänder wiederspiegelt. Demnach sind neben der Basalgleitung und der Zwillingscherung bereits bei einer Obertemperatur von 150°C weitere Verformungsmechanismen aktiv. Somit ist durch dieses Korn exemplarisch belegt, dass die Rekristallisation bei der oben genannten thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung nicht alle Körner mit deutlichen Verformungsmerkmalen bis zum Ende der Probenlebensdauer erfasst.

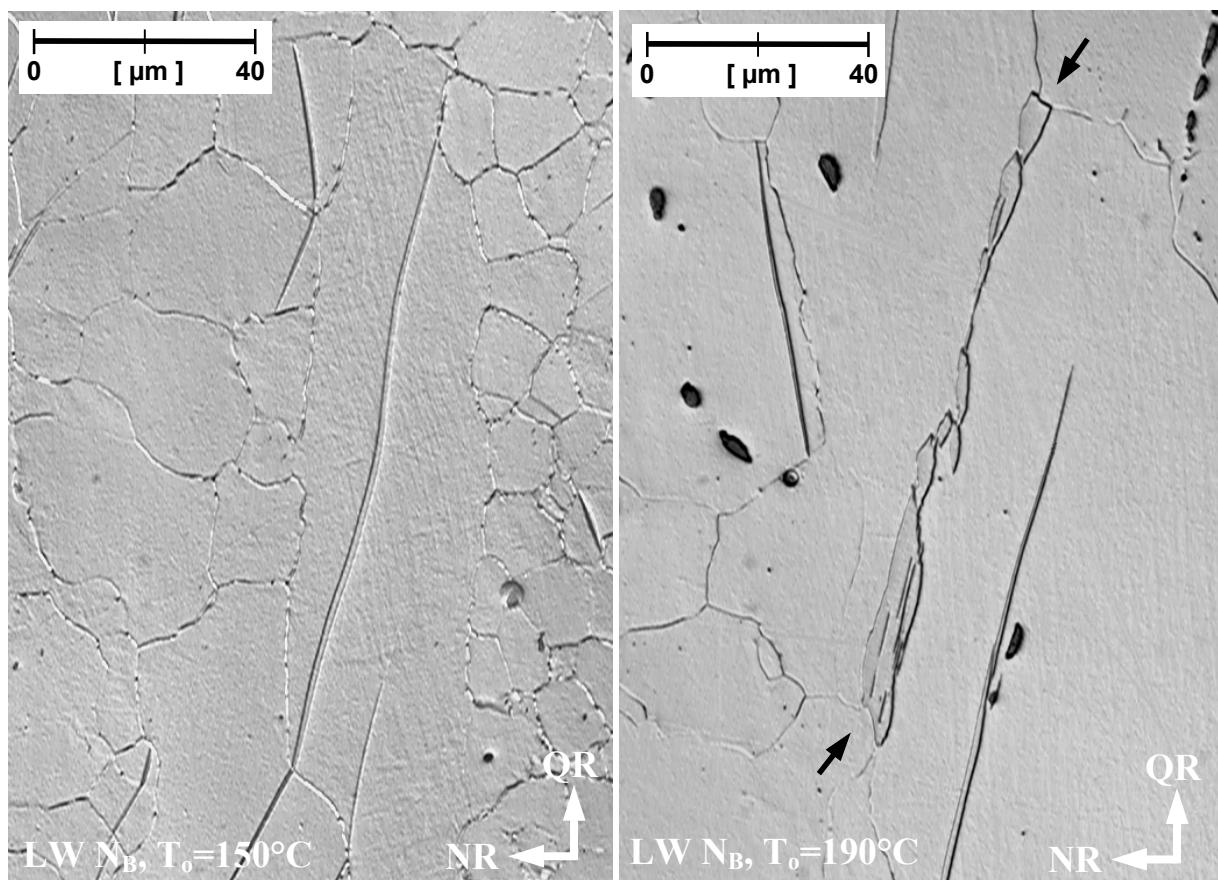


Abbildung 6.34: Rekristallisation an unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ31-Proben ($T_u = -50^{\circ}\text{C}$). Geätzte Querschnitte, DIC-Kontrast. Links: $T_o = 150^{\circ}\text{C}$, rechts: $T_o = 190^{\circ}\text{C}$.

Das hohe Maß an plastischer Verformung, das Temperaturamplituden von über 100°C bewirken, fördert Rekristallisationsvorgänge so stark, dass die meisten Probenbereiche innerhalb der Versuchsdauer wiederholt rekristallisieren. Man beobachtet z.B. bei den thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen mit –50°C Unter- und 175 bzw. 190°C Obertemperatur stark verzwillingte Bereiche, die sich mit bereits rekristallisierten Zonen abwechseln (siehe Abb. 6.31 und 6.35, links). In diesen Fällen erfolgt ein wesentlicher Teil der plastischen Verformung durch Zwillingsbildung, die sich überwiegend in Zwillingsbändern konzentriert. Nachdem die Verformungsfähigkeit dort infolge lokaler Verfestigung nachlässt, verzwillingen im weiteren Verlauf der Ermüdung entweder aufgrund der durch die vorangegangene Zwillingsbildung entstandenen Mikroeigenspannungen unmittelbar benachbarte, oder weitere zur Verformung besonders gut geeignete Bereiche. Somit entstehen räumlich voneinander getrennte oder das Probenvolumen durchlaufende Zonen, in denen sich erhebliche Teile der plastischen Verformung konzentrieren. Aufgrund relativ hoher Versetzungsdichten findet die Rekristallisation bevorzugt in diesen verfestigten Zonen statt, die dann nach entsprechendem Kornwachstum erneut einer plastischen Verformung zur Verfügung stehen. Aufgrund des lokalen Charakters der Zwillingsbildung ergeben sich demnach lokale Ver- und Entfestigungsprozesse, die zeitlich gestaffelt sequentiell, aber auch parallel ablaufen können, und die somit zu einer mehr oder weniger ausgeprägten, periodischen Änderung der Werkstoffreaktion führen können. Vor diesem Hintergrund wird der zuweilen etwas unstetige Verlauf der Spannungs- und plastischen Dehnungsamplituden, sowie der Mittelspannungen über der Lastspielzahl der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche verständlich.

Eine Anhebung der Untertemperatur von –50°C auf 50°C fördert den Anteil kristallographischen Gleitens an der Gesamtverformung, so dass bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit 50°C Untertemperatur eine homogener Verformung des Probenvolumens erfolgt. Gleichzeitig bewirken die aus der Anhebung der Untertemperatur resultierenden höheren Temperaturen neben einer generell beschleunigten Rekristallisation auch eine beschleunigte Bildung von Rekristallisationskeimen. Demzufolge findet man an gebrochenen Proben bereits bei einer Obertemperatur von 200°C ein fast vollständig rekristallisiertes Gefüge vor. Mit weiter zunehmender Obertemperatur setzt ein sich weitgehend homogen über das gesamte Probenvolumen ausdehnender, dynamischer Rekristallisationsprozess ein, wie das in Abbildung 6.35 (rechts) gezeigte Beispiel einer unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit 50°C Unter- und 225°C Obertemperatur gebrochenen Probe zeigt. Die bei dieser Versuchsführung besonders stark ausgeprägte, mäanderförmige Korngrenzenstruktur unterstreicht den dynamischen Charakter der Rekristallisation.

Die unter thermisch-mechanischer Ermüdung auftretende Wechselwirkung von Zwillingsbildung und Rekristallisation hat einen bedeutenden Einfluss auf den sich einstellen Texturzustand. In verzwillingtem Gefüge werden neben den Zwillingslamellen, die aufgrund der aufgetretenen Scherung relativ hohe Versetzungsdichten aufweisen können, auch weitere Gitterbereiche von der Rekristallisation erfasst. Ein Beispiel zeigt die in Abbildung 6.34 (rechts) wiedergegebene Gefügeaufnahme einer bis zum Bruch thermisch-mechanisch im Temperatur-

bereich von -50 bis 190°C ermüdeten AZ31-Probe. Man erkennt ein relativ großes Korn, das im mittleren Bereich einen älteren, in seiner ursprünglichen Struktur bereits deutlich veränderten, und im unteren Bereich einen später im Versuchsablauf entstandenen Verformungszwilling aufweist. Die Kornfläche ist von zahlreichen, in nahezu vertikaler Richtung verlaufenden Basalgleitbändern durchzogen, die im geätzten Schliff in Form einer schwach sichtbaren Maserung erkennbar sind. In Richtung der Fortsetzung dieser Gleitbänder wurde die obere Zwillingslamelle mehrfach geschnitten, so dass davon auszugehen ist, dass aufgrund der erfolgten kristallographischen Gleitung auch im Matrixgitter eine relativ hohe Versetzungsichte vorliegt. Im Bereich dieser Zwillingslamelle vollziehen sich unterschiedliche Rekristallisationsvorgänge: Im verzwilligten Korn werden bestimmte Abschnitte der Zwillingslamelle vom Matrixgitter aufgezehrt; andererseits wachsen vereinzelt auch Teilbereiche der Zwillingslamelle in das Matrixgitter. Selbst wenn diese beiden Wachstumsvorgänge mit gleicher Geschwindigkeit verlaufen würden, ist dennoch davon auszugehen, dass die Rekristallisationsvorgänge bei den mit -50°C Unter- und einer Obertemperatur von 190°C durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen eine Verschmierung der durch Zwillingsscherung entstandenen Gitterorientierungen bewirken. Ursächlich ist das Wachstum benachbarter Körner, die das verzwilligte Korn bevorzugt im Bereich der Zwillingslamelle aufzehren (die Wachstumsrichtung ist durch schwarze Pfeile angedeutet), so dass die freiwerdende Oberflächenenergie der Zwillingsgrenzflächen den Rekristallisationsprozess fördert.

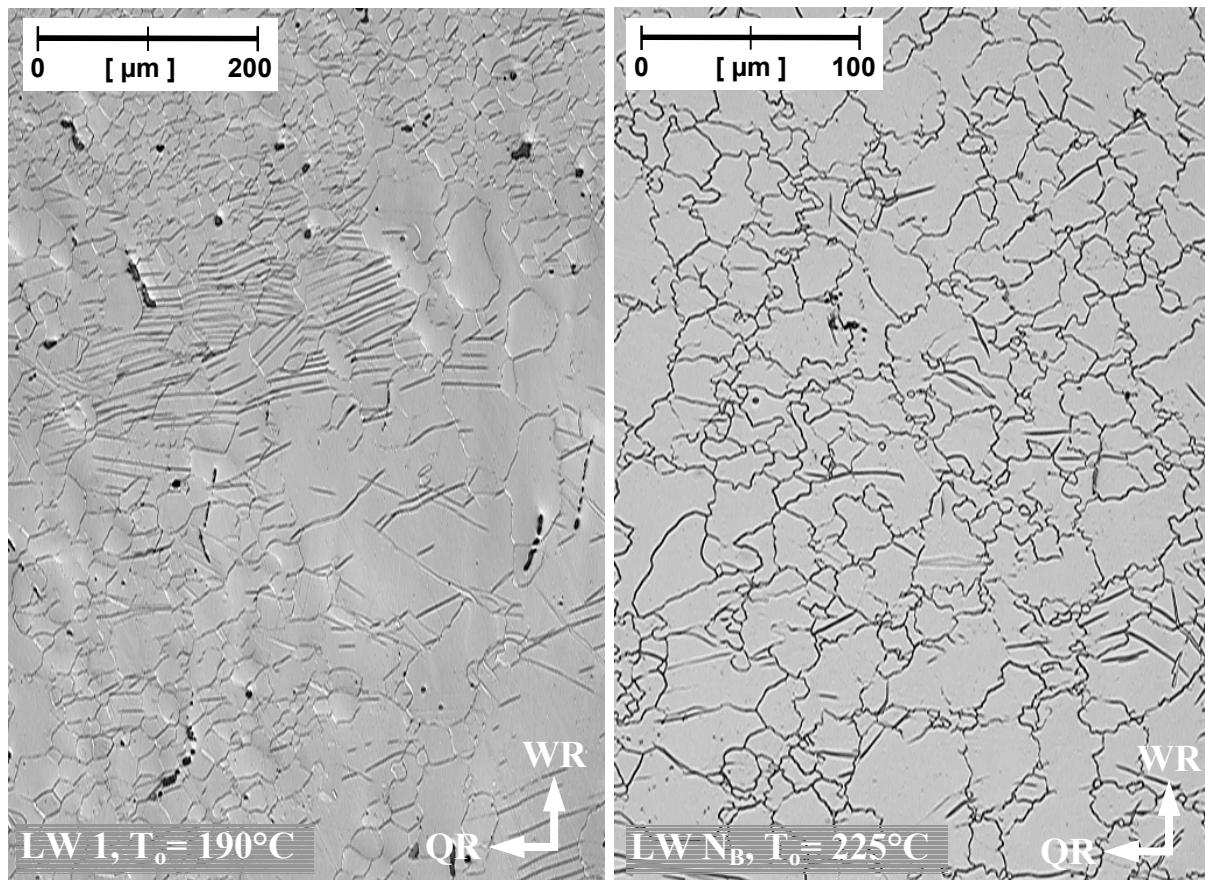


Abbildung 6.35: Längsschnitte thermisch-mechanisch ermüdeter, rekristallisierender AZ31-Proben, geätzt. Aufnahmevergrößerung 100- bzw. 200-fach, DIC-Kontrast.
Links: $T_u = -50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 190^{\circ}\text{C}$, nach Lastwechsel 1. Rechts: $T_u = 50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 225^{\circ}\text{C}$, gebrochene Probe.

Innerhalb eines Obertemperaturbereichs von 125 bis 225°C geht die während der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung auftretende Rekristallisation in Bereichen mit überdurchschnittlich hoher Konzentration an Legierungselementen mit der Bildung lichtmikroskopisch sichtbarer Ausscheidungen einher. Bei diesen Ausscheidungen handelt es sich im wesentlichen um die intermetallische Phase Mg₁₇Al₁₂. Während Ausscheidungsvorgänge im Korninnern stark gehemmt verlaufen, ermöglicht die Korngrenzendiffusion, vor allem in Kombination mit der Rekristallisation der offenbar bereits im Ausgangszustand vorliegenden, partiell stark übersättigten Mischkristalle die Ausscheidungsbildung.

Aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Diffusionsvorgänge und der Löslichkeit der Legierungselemente ergibt sich im Temperaturbereich der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche unterschiedliches Ausscheidungsverhalten:

- Im Bereich niedriger Temperaturen herrscht zwar eine geringe Löslichkeit der Legierungselemente vor, gleichzeitig ist jedoch auch die Diffusion stark eingeschränkt, so dass 10⁴ Lastwechsel thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit -50°C Unter- und 100°C Obertemperatur keine lichtmikroskopisch sichtbaren Ausscheidungsvorgänge hervorrufen konnten.
- Bereits bei einer Obertemperatur von 150°C nimmt der diffusionsbedingte Stofftransport soweit zu, dass deutlich erkennbare, kugelförmige Ausscheidungen (siehe Abb. 6.34, links) auf den Korngrenzen entstehen - erste, quasi punktförmige Ausscheidungen bilden sich jedoch bereits durch eine Beanspruchung mit 125°C Obertemperatur. Neben der Anzahl steigt auch die Größe der sphärolitischen Korngrenzausscheidungen bis zu einer Obertemperatur von 190°C weiter an.
- Thermisch-mechanische Ermüdung mit 50°C Unter- und 200 bis 225°C Obertemperatur begünstigt die Diffusion soweit, dass die Rekristallisation stark übersättigter Mischkristalle gemäß einer eutektoiden Reaktion mit der Bildung diskontinuierlicher Ausscheidungen einhergeht. Abbildung 6.36 zeigt eine in diesem Temperaturbereich bis zum Bruch ermüdete Probe mit den hierdurch entstandenen, lamellaren Ausscheidungen, die neben zahlreichen körnigen Ausscheidungen vorliegen.
- Unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit Obertemperaturen von 250 bis 290°C sind keine lichtmikroskopisch sichtbaren Ausscheidungen entstanden, da diese Temperaturen, wie in Abbildung 6.37 abzulesen ist, die Solvusttemperatur der γ-Phase (Mg₁₇Al₁₂) - und natürlich auch die der φ-Phase (Mg₅Zn₂Al₂) - übersteigen. Die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung findet zwar ganz überwiegend unterhalb der Solvusttemperatur statt, allerdings erfolgt das Wachstum unterhalb dieser Temperatur aufgrund der exponentiellen Temperaturabhängigkeit der Diffusion wesentlich langsamer, als die Auflösung etwa vorhandener Ausscheidungen oberhalb dieser Temperatur. Eine gewisse Überschreitung der Solvusttemperatur unterbindet somit die Entstehung lichtmikroskopisch sichtbarer Ausscheidungen.

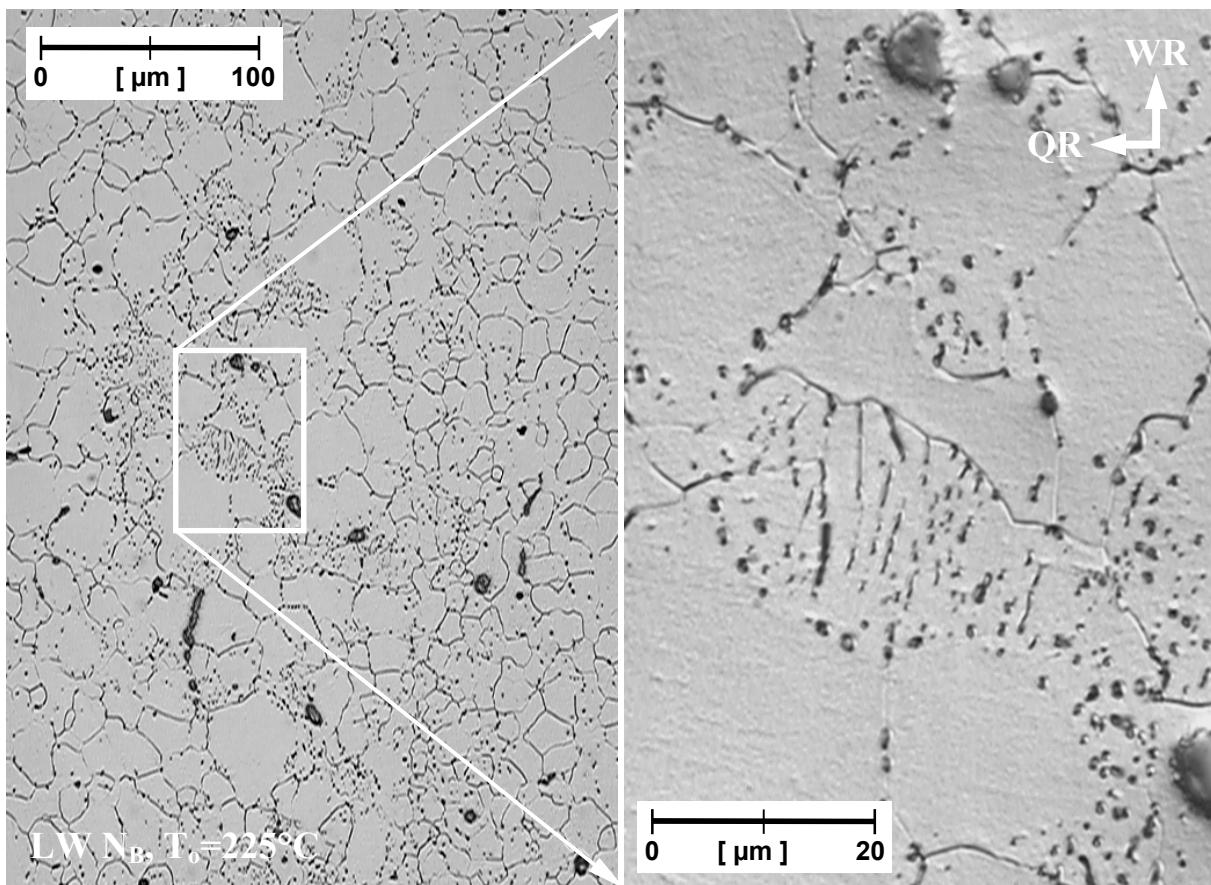


Abbildung 6.36: Ausscheidungen nach Rekristallisation. Unter thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 225^\circ\text{C}$) gebrochene AZ31-Probe. Längsschnitt, geätzt. Aufnahmevergrößerung 200- bzw. 1000-fach, DIC.

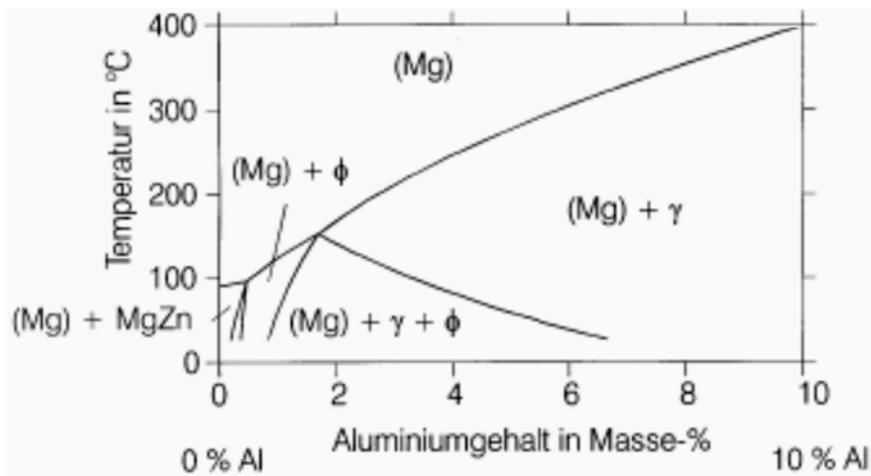


Abbildung 6.37: Zustandsschaubild des System Mg-Al-Zn für 1 Masse-% Zn nach [157] in [42].
 $\gamma = \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, $\phi = \text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2$.

6.5.1.4 Texturänderungen

Im Verlauf thermisch-mechanischer Ermüdung mit -50°C Unter- und 100 bis 150°C Obertemperatur wurde an gewalztem AZ31 ein Nachlassen der Schärfe der Textur, in Form abnehmender maximaler Poldichten, beobachtet. Die maximalen Poldichten der im Ausgangszustand vorliegenden, relativ inhomogenen Poldichteverteilungen resultieren aus der Überlagerung der Reflexe weniger, günstig orientierter und überdurchschnittlich großer Kristallite. Da diese aufgrund der deutlich eingeschränkten Möglichkeit des Korngrenzengleitens überproportional stark von Zwillingsbildung und kristallographischen Gleitvorgängen betroffen sind, nimmt deren kohärent reflektierendes Volumen ab. Ein Beispiel hierzu ist in Abbildung 6.34 (links) wiedergegeben: Das zentrale, durch Gleitvorgänge wellenförmig deformierte, teilweise verzwillingte Korn einer bis zum Bruch mit 150°C Obertemperatur thermisch-mechanisch ermüdeten Probe kann einen auftreffenden Röntgenstrahl nicht so brillant reflektieren, wie ein ungestörtes Kristallgitter. Somit nimmt dessen Beitrag an der maximalen Poldichte nach thermisch-mechanischer Ermüdung ab. Darüber hinaus reduzieren die an diesen Kristalliten bevorzugt ablaufenden Rekristallisationsvorgänge ebenfalls deren ursprüngliches Reflektionsverhalten.

Die bereits in Abschnitt 6.5.1.2 angesprochene Zwillingsbildung der mit -50°C Unter- und 175°C Obertemperatur thermisch-mechanisch ermüdeten Proben ist in den entsprechenden Poldichteverteilungen ebenfalls zu beobachten. Bis zur halben Bruchlastspielzahl bewegt sich die Zwillingsdichte auf einem konstant niedrigen Niveau, da ein Teil der im Druckhalbzyklus entstandenen Zwillinge im Zughalbzyklus zurückverformt wird. Texturmessungen lassen deshalb, mit Ausnahme des bereits für niedrigere Obertemperaturen erläuterten Nachlassens der Schärfe der Textur, keinen signifikanten Unterschied zur Ausgangstextur des gewalzten Blechs erkennen. Mit dem gegen Ende der Probenlebensdauer abnehmenden Mittelspannungen lässt die Rückbildung der Verformungszwillinge nach, so dass die Zwillingsdichte, wie in Abbildung 6.31 erkennbar, stark zunimmt - das Gefüge der gebrochenen Proben ist praktisch vollständig von unter in Walzrichtung wirkender Druckbeanspruchung gebildeten Zwillingen durchsetzt. Somit nimmt die $\{0002\}$ -Poldichte des Längsschnitts der gebrochenen Probe im Bereich kleiner Azimutwinkel ab, da die Zwillingscherung ursprünglich parallel zur Blechoberfläche des Ausgangsmaterials orientierte Basalebenen in eine nahezu quer zur Beanspruchungsrichtung (und damit quer zur Walzrichtung) orientierte Lage überführt. Da die Zwillingsbildung weniger günstig orientierte Kristallite nicht erfasst hat, bleibt die Poldichteverteilung des Längsschnitts im Bereich höherer Azimutwinkel nahezu unverändert. Die in der Querschnittsfäche dieser Probe gemessene Poldichteverteilung zeigt eindeutig die Reflexe der durch Zwillingsbildung um einen Winkel von ca. 86° gekippten Basalebenen (siehe Abb. 5.42). Da von der Beanspruchung während des Druckhalbzyklus der thermisch-mechanischen Ermüdung nur besonders günstig orientierte Elementarzellen erfasst wurden, sind außerdem charakteristische Veränderungen in den $\{11\bar{2}0\}$ -Poldichteverteilungen aufgetreten. Wie in Abbildung 6.38 (links und mittig) angedeutet, ist die in der Zwillingsebene in Richtung der

Zwillingsscherung wirksame Schubspannung vom um die c-Achse der hexagonalen Elementarzelle gemessenen Rotationswinkel ζ abhängig. Die linke Elementarzelle ist in Bezug auf die angedeutete Krafrichtung besonders günstig, die in der Mitte dargestellte dagegen ungünstig orientiert. Durch Zwillingsbildung der günstig orientierten Elementarzellen reduziert sich ihr Anteil in der Probenquerschnittsfläche, so dass die in Abbildung 6.38 rechts dargestellten $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen in der entsprechenden Poldichteverteilung (Abb. 5.43) unter einem in Querrichtung gemessenen Azimutwinkel von 30° weniger häufig auftreten. Durch die Zwillingscherung werden diese um etwa 86° um die Querrichtung verkippt, und erscheinen unter dem gleichen Azimutwinkel in der Längsschnittfläche.

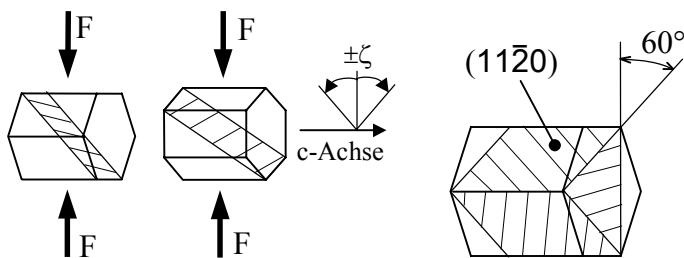


Abbildung 6.38: Links und Mitte: Richtungsabhängigkeit der Zwillingsbildung von dem Rotationswinkel um die c-Achse. Rechts: $\{11\bar{2}0\}$ -Ebenen in der hexagonalen Elementarzelle.

In den $\{0002\}$ -Poldichteverteilungen der Längsschnitte der mit Obertemperaturen von 190°C bis 250°C Obertemperatur thermisch-mechanisch bis zum Bruch ermüdeten Proben wird die Wechselwirkung zwischen Zwillingsbildung und Rekristallisation mit steigender Obertemperatur zunehmend sichtbar. Im Gegensatz zu der im Ausgangszustand leicht in Walzrichtung gestreckten Poldichteverteilung nehmen diese Poldichteverteilungen mit steigender Obertemperatur allmählich eine in Querrichtung gestreckte Form, bei mit dieser Temperatur zunehmender Schärfe der Textur, ein (siehe Abb. 5.42 und 5.45). Da durch in Walzrichtung wirkende Druckbeanspruchung, wie am Beispiel der mit 175°C Obertemperatur ermüdeten Probe gezeigt, bevorzugt die mit ihren Basalebenen parallel zur ursprünglichen Blechoberfläche orientierten Gitterbereiche verzwillingen, kann die Streckung der Poldichteverteilung in Walzrichtung dadurch nicht aufgehoben werden. Sie tritt eher stärker hervor. Gitterbereiche mit z.B. unter einem Azimutwinkel von 35° in Walzrichtung geneigten Basalpolen sind einer Zwillingsverformung durch in Walzrichtung wirkende Druckbeanspruchung kaum zugänglich. Das Verschwinden dieser Gitterorientierungen ist vielmehr auf Rekristallisationsvorgänge zurückzuführen, die nach unter Druckbeanspruchung erfolgter, plastischer Verformung ablaufen. Der zugrundeliegende Mechanismus teilt sich in drei Phasen, wie in Abbildung 6.39 schematisch dargestellt ist:

- In der ersten Phase vollzieht sich eine mit steigender Temperatur zunehmende Druckverformung. Einerseits führt diese zu Zwillingsbildung, andererseits sind aufgrund des relativ hohen Temperaturniveaus Gleitvorgänge bevorzugt. In günstig orientierten Gitterbereichen (ca. 45° zur Beanspruchungsrichtung geneigte Basalebenen) besteht die Möglichkeit zur Basalgleitung. Die plastische Verformung bewirkt in den betroffenen Bereichen in der Regel eine erhöhte Versetzungsdichte.

- Aufgrund relativ hoher Temperaturen vollzieht sich in der zweiten Phase eine partielle Rekristallisation verformter Bereiche. Die Orientierung der rekristallisierten Gefügebereiche weicht von der ursprünglichen ab. Ob diese, wie bei kontinuierlicher dynamischer Rekristallisation, von der Lage des verformten Ausgangsgefüges abhängig [158, 159] oder zufällig verteilt ist, steht hierbei nicht im Vordergrund des Interesses.
- In der dritten Phase erfolgt plastische Verformung unter Zugbeanspruchung. Dabei verzwilligen rekristallisierte Körner mit nahezu quer zur Beanspruchungsrichtung orientierten Basalebenen. Weiterhin entzwilligt der wesentliche Teil der unter Druckbeanspruchung in der ersten Phase entstandenen Verformungszwillinge (sofern diese nicht bereits rekristallisiert sind).

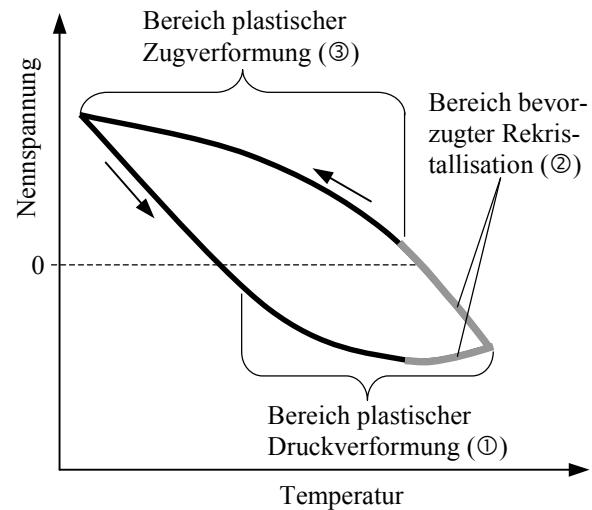


Abbildung 6.39: Hystereseschleife bei thermisch-mechanischer out-of-phase-Beanspruchung

Außerdem bewirkt die plastische Zugverformung in Kristalliten mit etwa um 45° zur Beanspruchungsrichtung geneigten Basalebenen basales Gleiten, so dass die Versetzungsichte dort zunimmt und eine anschließende Rekristallisation begünstigt wird. Da während der Zugverformung höhere Nennspannungsbeträge auftreten, als im Bereich der plastischen Druckverformung, wird der weit überwiegende Teil der günstig orientierten Kristallite von der Zugzwillingsbildung bzw. der (Druck-) Zwillingsrückverformung erfasst.

Demnach nimmt der Anteil parallel zur Beanspruchungsrichtung orientierter Baselebenen bis zu einer Sättigung mit jedem Lastwechsel zu.

Die Zwillingsbildung ist bei statistisch regellosem Kristallorientierung unter Zugbeanspruchung bezüglich einer Rotation der Elementarzelle um die c-Achse nicht selektiv. Die {11 $\bar{2}$ 0}-Poldichteverteilungen der Querschnittsfächen der mit 250 und 290°C Obertemperatur ermüdeten Proben zeigen dennoch Vorzugsorientierungen unter in Querrichtung gemessenen Azimutwinkeln von 0° und 30°. Hierbei sind die unter einem Azimutwinkel von 30° gemessenen Poldichtemaxima auf die Rückverformung der unter Druckbeanspruchung gebildeten Verformungszwillinge zurückzuführen. Das unter 0° Azimutwinkel liegende Maximum der {11 $\bar{2}$ 0}-Poldichte resultiert demgegenüber aus einer entsprechenden, z.B. von Korngrenzengleiten getragenen Rotationsbewegung, die durch oberhalb einer Temperatur von ca. 225°C einsetzende Pyramidalgleitvorgänge vom Typ {11 $\bar{2}$ 2}<11 $\bar{2}$ 3> (Abschnitt 2.1.1.2) eingeleitet wird.

Bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur und Obertemperaturen von 275°C bis 290°C nimmt die Schärfe der auf diese Weise entstehenden Basaltextur wieder ab, wie in den Abbildungen 5.45 bis 5.47 zu erkennen ist. Ursächlich ist die mit der Obertemperatur zunehmende Rekristallisation, die der durch die Verformungsvorgänge gebildeten Ordnung entgegenwirkt.

Bezüglich der Gleichförmigkeit der Poldichteveerteilungen können Rekristallisationsvorgänge unterschiedliche Wirkungen haben. Die verformungsbedingt auftretende, primäre Rekristallisation führt, im Vergleich zur Poldichteveerteilung des Ausgangszustands, bereits ab einer Obertemperatur von 175°C (und bis zur hier gewählten maximalen Obertemperatur von 290°C) zu einer erkennbaren Zunahme der Gleichförmigkeit der Poldichteveerteilungen. Die im Ausgangszustand vereinzelt vorliegenden, größeren Kristallite rekristallisieren bevorzugt. Durch einen quasi andauernden Rekristallisationsprozess wird die Neubildung besonders großer Körner während der thermisch-mechanischen Ermüdung wirksam unterdrückt. Im Gegensatz dazu steht die sekundäre Rekristallisation der mit 1000 thermischen Zyklen von –50°C bis 190°C (kraftfrei) beanspruchten Probe. Hier nimmt die Gleichförmigkeit der Polfigur bei gleichbleibendem Poldichtespektrum ab, da wenige große Körner auf Kosten benachbarter, relativ feinkörniger Gefügebereiche gewachsen sind.

6.5.1.5 Eigenspannungszustand

Mit den an gedrehten Probenoberflächen der AZ31-Proben durchgeführten röntgenographischen Eigenspannungsmessungen sind integrale Kennwerte mehrerer, in komplexer Weise verknüpfter Einflussgrößen bestimmt worden. Die Ergebnisse der nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmesstechnik [149] durchgeführten Eigenspannungsmessungen setzen sich aus der Summe der Makroeigenspannungen und der homogenen Mikroeigenspannungen zusammen. Es ist hinreichend bekannt, dass einphasige Werkstoffe mit anisotropen Eigenschaften, bspw. nach plastischer Verformung, homogene Mikroeigenspannungszustände aufweisen können [160]. Bei dem untersuchten Werkstoff führt neben dem stark richtungsabhängigen Widerstand gegen plastische Verformung und den anisotropen elastischen Eigenschaften die richtungsabhängige thermische Dehnung in Abhängigkeit von der ausgeprägten Textur (und deren Veränderung z.B. durch (Proben-) herstellungs- und ermüdungsbedingte Zwillingsbildung) zu einem bedeutenden Anteil homogener Mikroeigenspannungen. Da die im Ausgangszustand vorliegende, gedrehte Oberfläche durch einen vorwiegend gerichteten Bearbeitungsprozess erzeugt wurde, ist davon auszugehen, dass sie neben einem gewissen Makroeigenspannungsanteil bereits einen bedeutenden Anteil an homogenen Mikroeigenspannungen aufweist. Diese Annahme wird durch metallographische Gefügeaufnahmen der gedrehten Randschicht (Abb. 6.32) gestützt, die von der Drehbehandlung der Probenherstellung herrührende Verformungszwillinge bis in eine Tiefe von ca. 60 µm erkennen lassen.

Die an {112̄2}-Ebenen mit CrK α -Strahlung gemessenen Oberflächeneigenspannungen in Höhe von –39 MPa haben sich bereits in der Vorlaufphase des mit 190°C Obertemperatur durchgeführten, thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs abgebaut. Gleichzeitig sind die Halbwertsbreiten der Röntgeninterferenzlinien, die als Maß für die heterogenen Mikroeigenspannungen gelten können, auf einen geringen, im weiteren Verlauf des thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchs praktisch konstanten Wert abgesunken. Obwohl die Halbwertsbrei-

ten neben der Höhe der Mikroeigenspannungen auch von der Größe der kohärent streuenden Bereiche abhängen, bleibt hier der Zusammenhang zwischen Halbwertsbreiten und heterogenen Mikroeigenspannungen trotz der (nicht nur auf die Randschicht beschränkten) Rekristallisationsvorgänge im wesentlichen gewahrt. Dies belegen Vergleiche der Halbwertsbreiten von mit verschiedenen Strahlungsarten durchgeführten Eigenspannungsmessungen, die das Werkstoffverhalten in unterschiedlichem Oberflächenabstand charakterisieren.

Aus zahlreichen Untersuchungen [z.B. 153, 160] ist bekannt, dass Mikroeigenspannungen thermischem Eigenspannungsabbau gegenüber bedeutend stabiler sind, als Makroeigenspannungen. Somit handelt es sich bei den im weiteren Verlauf der (mit einer Obertemperatur von 190°C durchgeführten) thermisch-mechanischen Ermüdung auftretenden Oberflächeneigenspannungen (Abb. 5.51) in Höhe von ca. 34 MPa eindeutig um homogene Mikroeigenspannungen. In den mit geringeren Obertemperaturen durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen werden bis zum Probenbruch bzw. bis zur Grenzlastspielzahl ebenfalls Zugeigenspannungen gleicher Höhe erreicht. Somit liegt die Vermutung nahe, dass diese einen Grenzwert repräsentieren, der hauptsächlich die Verformungsverhältnisse in den letzten beiden Vierteln des jeweils letzten Lastwechsels (im dritten Viertel erfolgt die Kühlung auf -50°C Untertemperatur, im letzten der Temperaturanstieg auf Mitteltemperatur, siehe z.B. Abb. 6.17) der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche kennzeichnet.

Im Vergleich mit rein thermisch zyklerten Proben werden die Auswirkungen des mechanischen Anteils der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche auf die sich bildenden Eigenspannungszustände deutlich: Eine über 10^4 Zyklen andauernde, rein thermische Wechselbeanspruchung mit 100°C Obertemperatur führt in der Probenrandschicht zu geringeren Veränderungen, als temperaturlgleiche thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung: Die rein thermisch zyklerte Probe erreicht aufgrund ausbleibender Plastizierung nicht die Höhe der homogenen Mikroeigenspannungen der thermisch-mechanisch beanspruchten. Außerdem unterstützt der mechanische Anteil offenbar bereits bei 100°C Obertemperatur Erholungs- bzw. Rekristallisationsvorgänge, da die von den Halbwertsbreiten (Abb. 5.55) repräsentierten heterogenen Mikroeigenspannungen der mit gleicher Obertemperatur thermisch-mechanisch ermüdeten Probe stärker abnehmen, als die der rein thermisch zyklerten.

Nach 10^3 Zyklen reiner Temperaturwechselbeanspruchung von -50°C bis 190°C wurden mit CrK α -Strahlung an einer gedrehten Probe mit vollständig rekristallisierter Randschicht Oberflächeneigenspannungen in Höhe von 55 MPa gemessen (Abb. 5.51). Offenbar handelt es sich auch hierbei im wesentlichen um homogene Mikroeigenspannungen. In wie weit dieser Mikroeigenspannungsanstieg bei der temperaturlgleich thermisch-mechanisch ermüdeten Probe durch den mechanischen Ermüdungsanteil begrenzt wird, ob durch die Rekristallisationsvorgänge ein nennenswerter Makroeigenspannungsanteil entstanden ist, oder ob temperaturabhängig unterschiedliche Verformungsmechanismen (z.B. plastische Druckverformung überwiegend in den bei hoher Temperatur „erweichten“ Korngrenzenbereichen, plastische Zugverfor-

mung bei niedrigen Temperaturen überwiegend durch kristallographisches Gleiten im Innern der Körner) den Anstieg der homogenen Mikroeigenspannungen begrenzen, bleibt unklar.

Aufgrund verschiedener Wellenlängen dringen die für die Untersuchungen gewählten unterschiedlichen Röntgenstrahlungsarten unterschiedlich weit in die Probenrandschicht ein. Bei (wie hier) gleichbleibendem Messaufbau beziehen sich die Informationen aus den mit CrK α - bzw. CuK α -Strahlung durchgeführten Spannungsmessungen auf Oberflächenschichten unterschiedlicher Stärke. Nach [150] beträgt die typische Eindringtiefe z_0 von CrK α_1 -Strahlung in {11̄22}-Ebenen 18,4 µm, die von CuK α_1 -Strahlung in {12̄33}-Ebenen 60,2 µm (die Werte gelten für reines Magnesium). Aufgrund geometrischer Bedingungen stammt der überwiegende Informationsgehalt der Messungen jedoch aus geringerer Tiefe. Sie liegt bei CrK α -Röntgenstrahlung in {11̄22}-Ebenen etwa bei der mittleren Korngröße des Ausgangszustands, während die CuK α -Strahlung entsprechend tiefere Bereiche ($\cong 50\mu\text{m}$) erfasst.

Ein Vergleich zwischen mit CrK α - (Abb. 5.51) und mit CuK α -Strahlung gemessenen Oberflächeneigenspannungsverläufen (Abb. 5.52) zeigt bei den ermüdungsbedingten Änderungen der homogenen Mikroeigenspannungszustände eine gute Übereinstimmung: Die Messungen reagieren bei größerer Eindringtiefe ebenso empfindlich auf die ermüdungsbedingten, in Tiefenrichtung praktisch konstanten Mikroeigenspannungen. Weniger empfindlich reagieren sie auf die vorwiegend durch Randschichtrekristallisation veränderten Eigenspannungszustände der thermisch zyklierten Proben, da mit größerer Eindringtiefe der in die Messung einfließende Anteil des weniger beeinflussten Kernbereichs dieser Proben zunimmt. Ein weiterer Beleg für das Vorliegen homogener Mikroeigenspannungszustände ergibt sich durch den Vergleich der Absolutwerte der an den unterschiedlichen Ebenentypen gemessenen Eigenspannungen. Diese weichen aufgrund unterschiedlicher Gitterorientierung voneinander ab, die Eigenspannungsänderungen sind demgegenüber wie Makroeigenspannungen zu erfassen.

In den Halbwertsbreiten-Lastspielzahl-Verläufen (siehe Abb. 5.55) ist die Wechselwirkung zwischen thermischem Abbau und mechanischem Aufbau von Mikroeigenspannungen erkennbar: Bei einer Obertemperatur von 100°C überwiegt zunächst der mechanische Mikroeigenspannungsaufbau, so dass die Halbwertsbreiten mit den ersten 10 Lastwechseln ansteigen. Andererseits werden durch die thermisch-mechanische Ermüdung Versetzungsstrukturen gebildet, die Erholungs- bzw. Rekristallisationsprozesse begünstigen, so dass die Halbwertsbreiten im weiteren Verlauf der Ermüdung wieder zurückgehen. Die in Abbildung 5.55 für Obertemperaturen über 100°C im Bereich höherer Lastspielzahlen erkennbaren, mit der Obertemperatur absinkenden Plateauwerte der Halbwertsbreiten repräsentieren das Niveau der Obertemperatur, dass den (quasi stationären) Erholungs- bzw. Rekristallisationsprozess kennzeichnet. Außerdem spiegeln die mit der Lastspielzahl mehr oder weniger schnell abklingenden Halbwertsbreiten die aus den unterschiedlichen Obertemperaturen (und damit verbundenen Temperaturschwingbreiten) resultierenden mechanischen Beanspruchungen wieder. Mit steigender Beanspruchung wird der Beharrungszustand schneller erreicht. Inwiefern Ausschei-

dungsprozesse hier zum Abbau der durch Mischkristallbildung verursachten Mikroeigenspannungen beitragen - und somit die Halbwertsbreiten beeinflussen - kann aus den vorliegenden Ergebnissen nicht beantwortet werden, da eine signifikante Verschiebung der 2Θ -Beugungswinkel nicht beobachtet werden konnte. Denkbar wäre jedoch, dass zu jedem Temperaturbereich der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung in den Magnesium-Mischkristallen Grenzkonzentrationen an Legierungselementen existieren, die eine ausscheidungsbedingte Abnahme der Mikroeigenspannungen nur bis auf einen konstanten Grenzwert zulassen.

Aus dem Vergleich der beiden mit unterschiedlichen Wellenlängen und an verschiedenen Ebenentypen aufgenommenen Halbwertsbreiten-Lastspielzahl-Verläufen (Abb. 5.55 und 5.56) wird deutlich, dass die Halbwertsbreiten die heterogenen Mikroeigenspannungen charakterisieren: Es liegen praktisch identische Verläufe vor, da die räumlich etwa gleichverteilten Gitterstörungen in unterschiedlichen Gitterebenen die gleichen Wirkungen zeigen.

6.5.1.6 Rissbildung und Rissausbreitung

Unter der hier aufgeprägten thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung erfolgt die Rissbildung an AZ31, wie in Abbildung 5.38 erkennbar, bevorzugt an Verformungsbändern, welche die Proben bis zu einer Obertemperatur von 125°C unter einem in Normalenrichtung gemessenen Winkel von ca. 45° zur Probenlängsachse durchlaufen. Diese (teilweise sägezahnartig gefalteten) Verformungsbänder sind auf Zwillingsbildung zurückzuführen, wie bereits in Abschnitt 6.5.1.2 erläutert wurde. Die Überlagerung der bei der Zwillingsbildung entstandenen Kohärenzspannungen mit den aus der Versuchsführung stammenden Lastspannungen bewirkt in diesen Bereichen bevorzugte Rissbildung, so dass die dort auftretenden Risse fast ausschließlich quer zur Belastungsrichtung orientiert sind. Darüber hinaus entstehen Risse in der durch die Drehbehandlung verzwilligten, noch nicht rekristallisierten und somit erheblich mikroeigenspannungsbehafteten Randschicht an geometrischen Kerben wie Drehriefen, aber auch oberflächennahen Einschlüssen wie die Abbildungen 5.38 (links oben) und 6.40 (links mittig) exemplarisch zeigen. In der Randschicht breiten sich die Risse sowohl inter- als auch transkristallin aus, wobei die Rissausbreitung im Bereich günstig orientierter Zwillingslamellen durchaus kristallographische Richtungen bevorzugt, die den Rissausbreitungsprozess überwiegend erst bei Temperaturen oberhalb von 225°C bestimmen (siehe Abb. 6.40 (links unten)). Inwiefern z.B. durch das unterschiedliche elastische Verhalten von Zwilling und Matrix hier die seit langem bekannte [167], an Zwillingsgrenzen auftretende Rissausbreitung auftritt, oder ob die Rissausbreitung auch innerhalb der Zwillingslamelle vorliegt, ist unklar.

Mit steigender Obertemperatur und somit steigender Spannungsamplitude beobachtet man die bekannte Zunahme der Rissdichte. Ein Beispiel für hohe Rissdichte ist in Abbildung 6.40 (rechts) gezeigt. Die vor der Rissbildung rekristallisierte Randschicht (siehe Abb. 6.32, mittig) der im Temperaturbereich von -50°C bis 150°C thermisch-mechanisch bis zum Bruch ermüdeten Probe zeigt in jeder Drehriefe einen die Feinkornzone der Randschicht quer zur

Beanspruchungsrichtung transkristallin durchlaufenden Riss, der erst mit dem Erreichen größerer Körner kristallographisch bevorzugten Ausbreitungsrichtungen erkennbar folgt.

In Bereichen, an denen die oben genannten, auf Zwillingsbildung zurückzuführenden Verformungsbänder parallel zur ehemaligen Blechoberfläche liegende Abschnitte der Probenmantelfläche durchstoßen, bilden sich relativ breite Risse, die sich ihrer Größe entsprechend schnell ausbreiten. Diese folgen jedoch bei Obertemperaturen bis zu 225°C in ihrer Ausbreitungsrichtung nicht den Zwillingsbändern. Das Wachstum dieser Risse erfolgt bevorzugt normalspannungsgesteuert (quer zur Beanspruchungsrichtung). An der Spitze eines entsprechenden, in Abbildung 6.41 gezeigten Risses hat aufgrund der relativ großen Risslänge eine hohe Schwingbreite der Spannungsintensität vorgelegen. An dieser Stelle ist die transkristalline Rissausbreitung mit kristallographisch bevorzugten Ausbreitungsrichtungen erkennbar. Aufgrund der vorliegenden Basaltextur blickt man in dem parallel zur ehemaligen Blechoberfläche liegenden Längsschnitt bevorzugt auf die Basalebenen, wie durch die eingezeichneten Sechsecke symbolisiert wird. Von

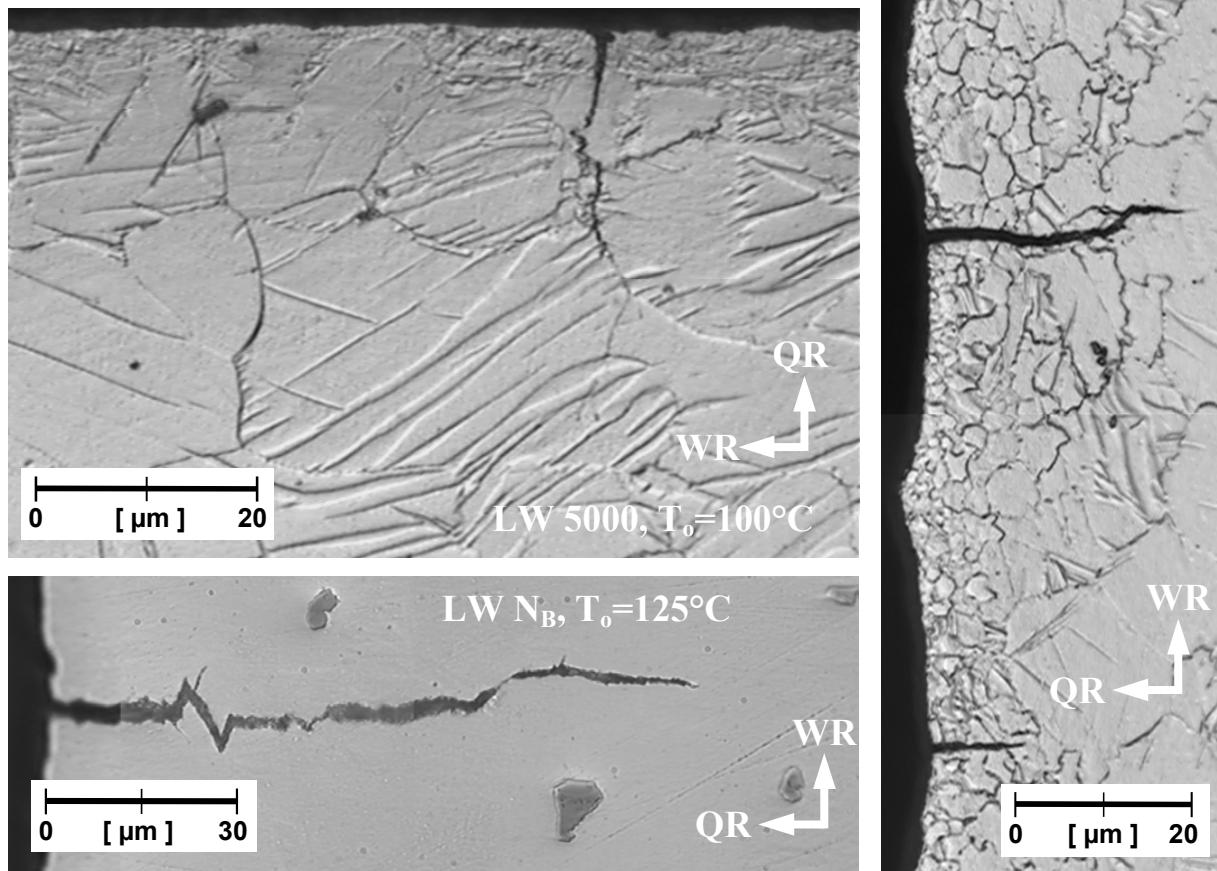


Abbildung 6.40: Rissbildung und Rissausbreitung an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung ($T_u = -50^\circ\text{C}$). Längsschnitte (WR = Walzrichtung, QR = Querrichtung), DIC-Kontrast. Zur Lage des Probenkoordinatensystems siehe Abbildung 5.37. Links oben: Geätzt, LW 5000, $T_o = 100^\circ\text{C}$. Links unten: Poliert, LW N_B , $T_o = 100^\circ\text{C}$. Rechts: Geätzt, LW N_B , $T_o = 150^\circ\text{C}$.

[162] an Magnesium-Einkristallen bei Raumtemperatur durchgeführte Rissausbreitungsversuche mit Mode-1-Beanspruchung ergaben bei einer in Abbildung 6.41 durch die Skizze angedeuteten Kristallorientierung Rissausbreitung vom Typ $\{11\bar{2}0\} <1\bar{1}00>$. Eine Verdrehung des Kristalls um die c-Achse um 30° (Winkel ζ) ergab einen um das Ligament oszillierenden Rissverlauf, da die Art der kristallographischen Rissausbreitung von der Rotation unbeeinflusst blieb. Da die hier beobachtete, makroskopisch normalspannungs kontrollierte Rissausbreitung im wesentlichen auf der Wirkung von Zugspannungen basiert, und diese bei den thermisch-mechanischen (out-of-phase-) Ermüdungsversuchen im Bereich verhältnismäßig geringer Temperaturen auftreten, liegt die Vermutung nahe, dass sich die Ergebnisse von [162] auf den hier vorgestellten Typ der Rissausbreitung übertragen lassen. Obwohl im Versuchswerkstoff natürlich keine reine Basaltextur vorliegt, bewegen sich die bei der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung einstellenden, in Abbildung 6.41 durch Pfeile und Sechsecke ange deuteten Winkelabweichungen zwischen den Rissflanken und dem Ligament innerhalb des ζ -Bereichs von $\pm 30^\circ$, was die angenommene Art der Riss ausbreitung bestätigt. Risse vom Typ $\{11\bar{2}0\} <0001>$ wachsen nach [162] ebenfalls bevorzugt. Die Ausbreitungsrichtung entspricht der (Blech-) Normalenrichtung, in der sich z.B. die in Abbildung 5.38 gezeigten Risse mit relativ hoher Geschwindigkeit ausgebreitet haben.

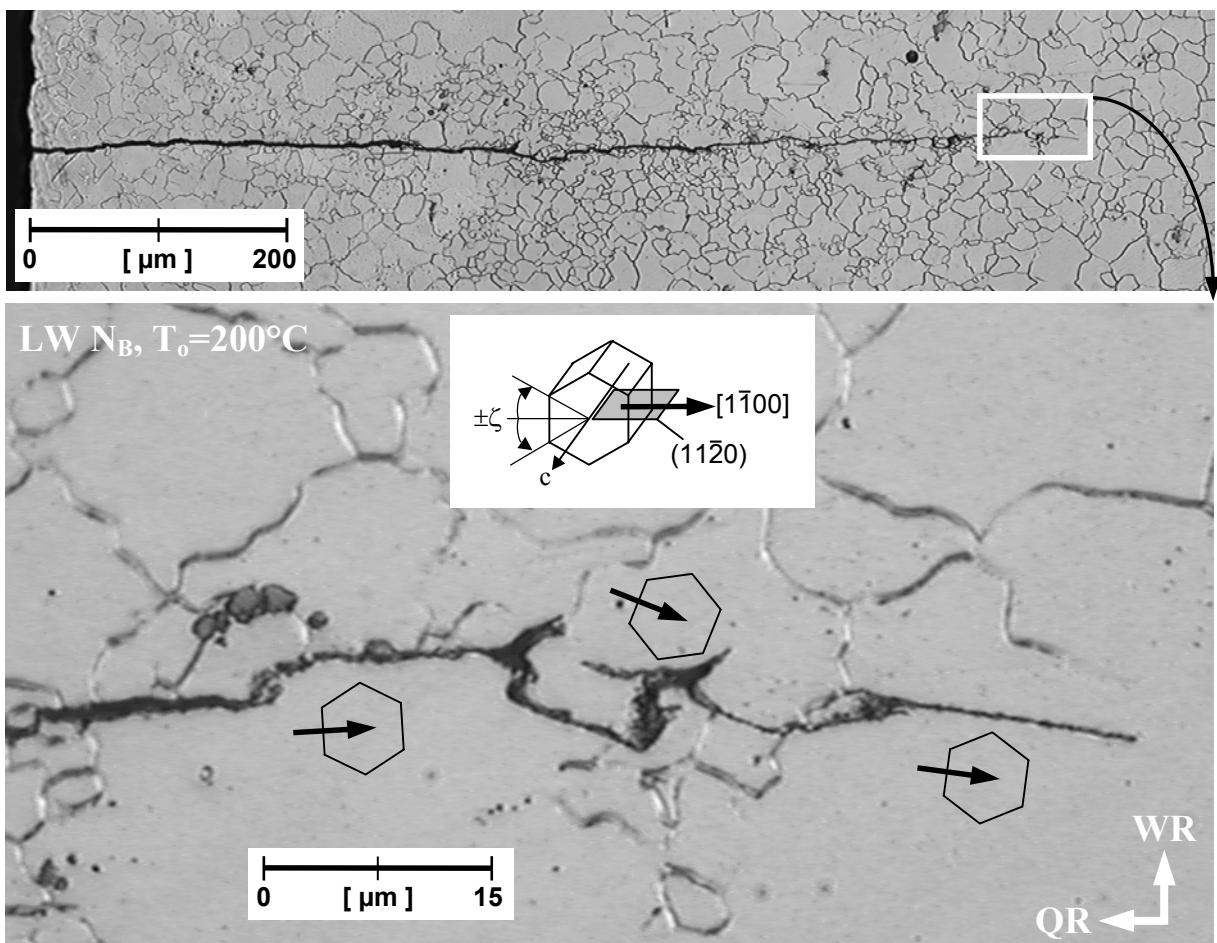


Abbildung 6.41: Rissausbreitung an AZ31 nach thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung (LW N_B, T_u= 50°C, T_o= 200°C). Geätzter Längsschnitt, DIC-Kontrast. Skizze: Rissausbreitung in Reinmagnesium-Einkristallen unter (senkrecht wirkender) Mode-1-Beanspruchung bei Raumtemperatur, nach [162].

Bei Obertemperaturen über 125°C verlaufen die Rissbänder unter einem in Normalenrichtung gemessenen Winkel von ca. 30° zur Probenlängsachse (siehe Abb. 5.38 und 5.39). Dieser Verlauf ist auf Pyramidalgleitung vom Typ $\{11\bar{2}2\}<11\bar{2}\bar{3}>$ (siehe Abb. 2.9) zurückzuführen, die jedoch unter diesem Winkel mit der Ausgangstextur des gewalzten Blechs nicht kompatibel ist, sondern in dieser Richtung erst nach der durch Zwillingsbildung bewirkten Kippung der Elementarzellen möglich wird. Man beobachtet deshalb einerseits durch Zwillingsbildung verursachte, quer zur Lastrichtung orientierte Risse, und andererseits unter dem oben erwähnten Winkel von ca. 30° zur Lastrichtung geneigte Risse, die auf (schubspannungskontrollierte) kristallographische Abgleitvorgänge in den durch Zwillingsbildung verkippten Bereichen zurückzuführen sind. Wenngleich man diese Abgleitvorgänge im unverformten Gitter unter einem Winkel von 60° zur Probenlängsachse erwarten würde, und bei isothermer Zugverformung auch so beobachtet [163, 164], stimulieren die bei der Zwillingsbildung entstandenen Mikroeigenspannungszustände, besonders bei Überlagerung mit Lastspannungen, kristallographisches Gleiten in der oben erwähnten 30°-Richtung. Mit zunehmender Obertemperatur nimmt der Anteil kristallographischen Gleitens an der plastischen Verformung zu. Bei Obertemperaturen über 225°C dominiert deshalb die in den verzwilligten Bereichen konzentrierte c+a-Pyramidalgleitung die Rissbildung und die Rissausbreitung, so dass die in Abbildung 5.39 gezeigten, giebeldachförmigen Bruchflächen entstehen.

Im Bereich sich schneidender Zwillingsbänder sind von c+a-Pyramidalgleitung getragene Plastizierungsvorgänge aufgrund eingeschränkter Fließmöglichkeiten, besonders unter Zugbeanspruchung, erschwert. Auf der Probenmantelfläche beobachtet man deshalb an diesen Stellen überdurchschnittlich weit geöffnete Risse, wie das Beispiel in Abbildung 5.38, unten rechts, zeigt. Bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit Obertemperaturen über 225°C geht mit der im Kreuzungsbereich der Zwillingsbänder auftretenden, äußeren Rissbildung innere Porenbildung einher, so dass in den Querschnittflächen gebrochener Proben in Querrichtung gestreckte Poren vorliegen, die im Gegensatz zu den nach außen geöffneten Rissen keinen Kontakt mit der Umgebungsluft hatten und somit frei von Korrosionsprodukten sind.

6.5.2 Schädigungsprozesse an AZ91

Die nach Mitteltemperaturstart thermisch-mechanisch ermüdeten AZ91-Proben weisen nur geringe Anteile an Verformungszwillingen auf. Die Zwillingsbildung ist dabei aufgrund der vorliegenden, praktisch regellosen Textur, der relativ einheitlichen Korngröße und der verfestigend wirkenden, an Legierungselementen übersättigten Korngrenzbereiche fast ausschließlich auf einzelne Kristallite beschränkt. Obwohl davon auszugehen ist, dass höhere Temperaturamplituden die Zwillingsbildung begünstigen, ist lichtmikroskopisch keine Zunahme der relativ geringen Zwillingsdichte feststellbar, da die gleichzeitig steigenden Obertemperaturen dynamische Rekristallisationsvorgänge beschleunigen. Inwiefern die geringen Zwillingsdichten auch auf die z.B. von [161] an druckgegossenem AZ91 beobachtete mechanische Zwillingsrückbildung zurückzuführen sind, bleibt offen.

Auf kristallographisches Gleiten zurückzuführende Ätzfiguren sind an AZ91 nach thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung nur im Temperaturbereich von -50°C Unter- und 190°C Obertemperatur, und nur im Bereich niedriger Lastspielzahlen beobachtet worden. Die hohe Temperaturamplitude und die auf die unmittelbare Umgebung von Lunkern beschränkte Lage der von Gleitlinien durchzogenen Kristallite zeigt, dass zur Bildung dieser Verformungsmerkmale die in diesen Bereichen wirksamen Spannungskonzentrationen erforderlich sind. Aufgrund von Rekristallisationsvorgängen treten spätestens nach halber Bruchlastspielzahl keine entsprechenden Ätzfiguren mehr auf. Demzufolge ist die kristallographische Grobgleitung für die plastischen Verformungsvorgänge nur von untergeordneter Bedeutung.

Allerdings belegt die in Abbildung 6.42 dargestellte, geätzte Querschnittfläche einer mit 480 Temperaturzyklen von -50°C bis 190°C (kraftfrei) beaufschlagten AZ91-Probe, dass auch ohne äußere mechanische Belastung Grobgleitung auftritt. Auch hier ist diese auf für basales Gleiten kristallographisch besonders günstig orientierte Kristallite in unmittelbarer Umgebung von Lunkern beschränkt, in der mit einer Konzentration der durch inhomogene thermische Dehnung hervorgerufenen, plastischen Verformung zu rechnen ist. Die Verformungsmerkmale sind aufgrund der fehlenden (äußeren) mechanischen Belastung noch nach 480 Temperaturzyklen vorhanden, da sie nicht von Rekristallisationsvorgängen, die nach höherer plastischer Verformung deutlich früher einsetzen, aufgezehrt wurden. Da an AZ91 bei thermisch-mechanischer Ermüdung nach höheren Lastspielzahlen keine auf basales Gleiten zurückzuführenden Ätzfiguren mehr auftreten, ist anzunehmen, dass aufgrund von Überalterungs- oder Rekristallisationsvorgängen die Feingleitung begünstigt ist.

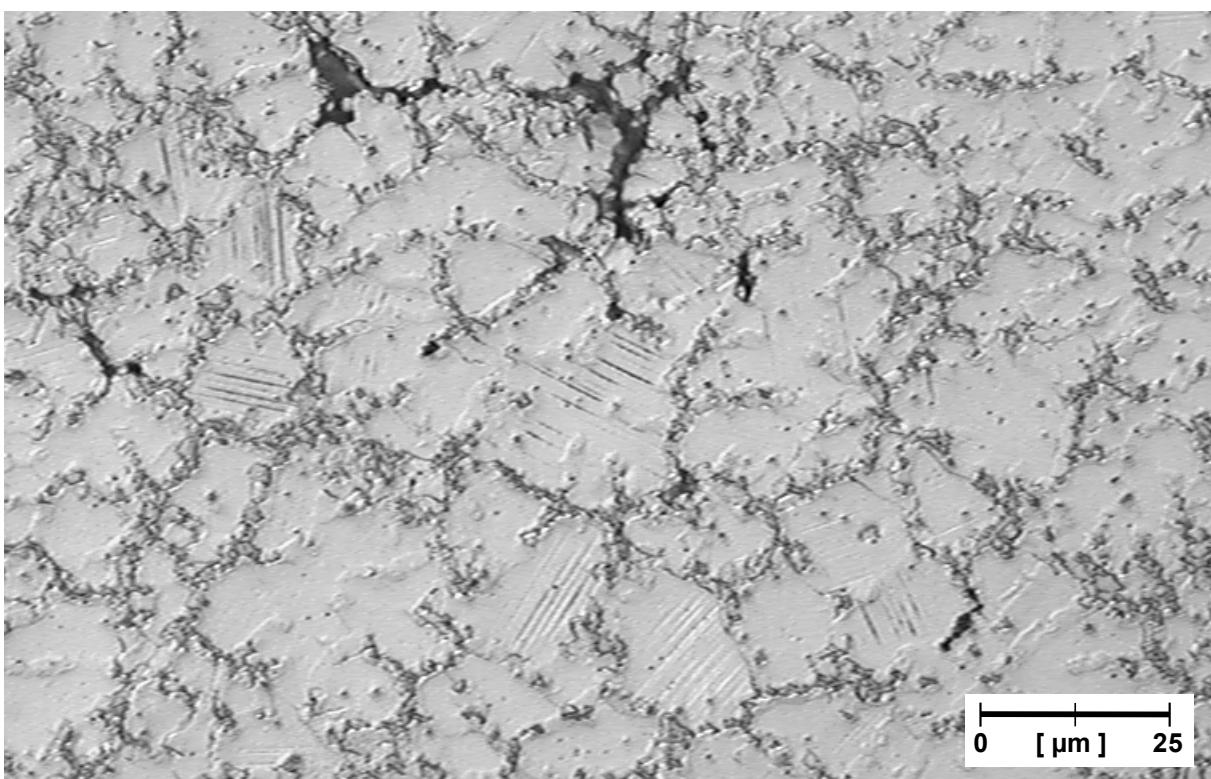


Abbildung 6.42: Basalgleitlinien im Bereich lunkerbedingter Spannungskonzentrationen. Kraftfrei mit 480 thermischen Zyklen beaufschlagtes AZ91 ($T_u = -50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 190^{\circ}\text{C}$). Geätzter Querschliff, DIC-Kontrast.

6.5.2.1 Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge

Im Gegensatz zu der durch Warmwalzen verarbeiteten Knetlegierung AZ31 ist die Verteilung der Legierungselemente von im Druckgießverfahren verarbeitetem AZ91 relativ inhomogen. Dies wird einerseits durch den um ca. 6 Ma.-% höheren Aluminiumanteil verursacht, der zur Ausscheidung aluminiumreicher Phasen führt. Außerdem überdauern die bei der Erstarrung des Gussgefüges auftretenden Kristallseigerungen bei den gegossenen Proben den Herstellungsprozess, während die Walzbehandlung bei der Knetlegierung zu einer Homogenisierung der Legierungselementverteilung führt.

Bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung der druckgegossenen AZ91-Proben beobachtet man nach 10^4 Lastwechseln mit -50°C Unter- und 100°C Obertemperatur eine leichtere Ätzbarkeit der Korngrenzen und der korngrenznahen Bereiche, wie der Vergleich der entsprechenden Gefügeaufnahme mit der des Ausgangszustands zeigt (Abb. 6.43). Der stärkere Ätzangriff ist offenbar auf thermisch aktivierte Ausscheidungsvorgänge zurückzuführen, wobei die Ausscheidungen lichtmikroskopisch (bei 1000-facher Vergrößerung) in diesem Stadium auf den Korngrenzen kaum und im Korninnern nicht sichtbar sind.

Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit gleicher Untertemperatur, jedoch mit Obertemperaturen von 125°C bzw. 150°C bewirkt nach 4262 bzw. 100 Lastwechseln nahezu identisches Ätzverhalten. Der mit zunehmender Temperatur in kürzerer Zeit ablaufende Prozess deutet auf das für thermisch aktivierte Ausscheidungsvorgänge typische Temperatur-Zeit-Äquivalent hin.

Weiter steigende Obertemperaturen oder länger andauernde thermisch-mechanische Belastungen bewirken darüber hinaus eine Rekristallisation des Gefüges. Diese betrifft bevorzugt die stark geseigerten Korngrenzenbereiche, wie die in Abbildung 6.43 gezeigten Gefügeaufnahmen von unter thermisch-mechanischer Ermüdung mit 150 bzw. 175°C Obertemperatur gebrochener Proben belegen. Bei 150°C Obertemperatur ist bereits ein erheblicher Teil der stark übersättigten, korngrenznahen Bereiche rekristallisiert. Das rekristallisierte Gefüge weist neben den oft nur geringfügig veränderten $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ -Kristallen des entarteten Eutektikums körnige Ausscheidungen auf. Die scharfe Begrenzung zwischen diesen rekristallisierten Korngrenzensäumen und den zentralen Bereichen der primär erstarrten Magnesium-Mischkristalle, sowie das weitgehende Fehlen von Korngrenzen in diesen zentralen Bereichen zeigt, dass dort nur geringe Rekristallisation stattgefunden hat. Demgegenüber sind in der gebrochenen, mit 175°C Obertemperatur ermüdeten Probe nicht nur die gesamten stark übersättigten Korngrenzenbereiche rekristallisiert, hier erfolgte auch in den zentralen Bereichen der primär erstarrten Magnesium-Mischkristalle die Bildung neuer Körner.

Neben dem thermischen Anteil der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung übt auch der mechanische Anteil einen Einfluss auf das Ausscheidungs- und Rekristallisationsverhalten von AZ91 aus, wie das in Abbildung 6.44 gezeigte Beispiel von im Temperaturbereich von -50 bis 190°C thermisch-mechanisch ermüdeten bzw. rein thermisch zyklierten

Proben zeigt. Nach 100 Lastwechseln zeigt die thermisch-mechanisch beanspruchte Probe im Bereich der stark übersättigten Korngrenzensäume etwa das gleiche Maß an Rekristallisation, wie die mit 480 thermischen Zyklen beaufschlagte Probe. Aufgrund der mechanischen Belastung sind im Innern der primär erstarrten Magnesium-Mischkristalle bereits nach 100 Lastwechseln zahlreiche neue Korngrenzen entstanden, während diese Bereiche nach 480 thermischen Zyklen kaum Rekristallisationsmerkmale erkennen lassen. Demgegenüber hat die bis zum Bruch ($N_B = 402$) aufgeprägte, thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung offenbar zu weiterer, eventuell wiederholter Rekristallisation der Probe geführt, da sich im Innern der primär erstarrten Mischkristalle nur noch wenige Korngrenzen befinden, und einige Kristallite die mehrfache Ausdehnung der ursprünglich erstarrten Mischkristalle angenommen haben. Außerdem sind die im Bereich der durch Kristallseigerung übersättigten Kornrandbereiche gebildeten, körnigen Ausscheidungen von größerem Durchmesser, und über einen größeren Flächenanteil verteilt. Ob dies im wesentlichen auf wiederholte Rekristallisationsvorgänge zurückzuführen ist, oder ob auch die in den Kristalliten (infolge plastischer Verformung ansteigender Fehlstellendichte) beschleunigt ablaufenden Diffusionsvorgänge die Ausscheidungsbildung in nennenswerter Weise beeinflusst haben, bleibt unklar.

Bei bis zum Bruch andauernder thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Unter- und 200°C Obertemperatur (siehe Abb. 6.44) setzt sich die Bildung der punktförmigen Ausscheidungen im Bereich der übersättigten Kornrandbereiche zunächst fort. Aufgrund der um 100°C kleineren Temperaturschwingbreite, der daraus resultierenden geringeren plastischen Dehnung und der damit verknüpften, um eine Größenordnung höheren Versuchsdauer der mit 200°C Obertemperatur ermüdeten Probe ist die Gefügeausbildung jedoch nicht unmittelbar mit der unter thermisch-mechanischer Ermüdung mit 190°C Obertemperatur gebrochenen Probe vergleichbar. Dennoch ist festzustellen, dass die Ausscheidungsbildung der unter Ermüdungsbeanspruchung mit 200°C Obertemperatur gebrochenen Probe besonders stark ausgeprägt ist. Mit weiter zunehmender Obertemperatur wird lokal die (konzentrationsabhängige) Solvustemperatur des Systems Mg-Al-Zn (siehe Abb. 6.37) so weit überschritten, dass sich in einer frühen Phase des Versuchs gebildete, feine Ausscheidungen mit jedem Zyklus sukzessive auflösen und innerhalb der Magnesiumphase so weit bewegen können, dass sie bei Abkühlung unter die Solvustemperatur an größeren Ausscheidungen bzw. an der $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase des entarteten Eutektikums ankristallisieren. Man beobachtet deshalb, entsprechend der Ostwald-Reifung, bei einer Obertemperatur von 225°C eine Vergrößerung der Ausscheidungen, und bei 250°C Obertemperatur zusätzlich eine beginnende Einformung der $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase des entarteten Eutektikums. Bei einer Obertemperatur von 290°C sind kaum noch lichtmikroskopisch sichtbare Ausscheidungen vorhanden, und die im Ausgangszustand eher flächig auf den Korngrenzen verteilte $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase des entarteten Eutektikums hat eine weitgehend globulare Form angenommen.

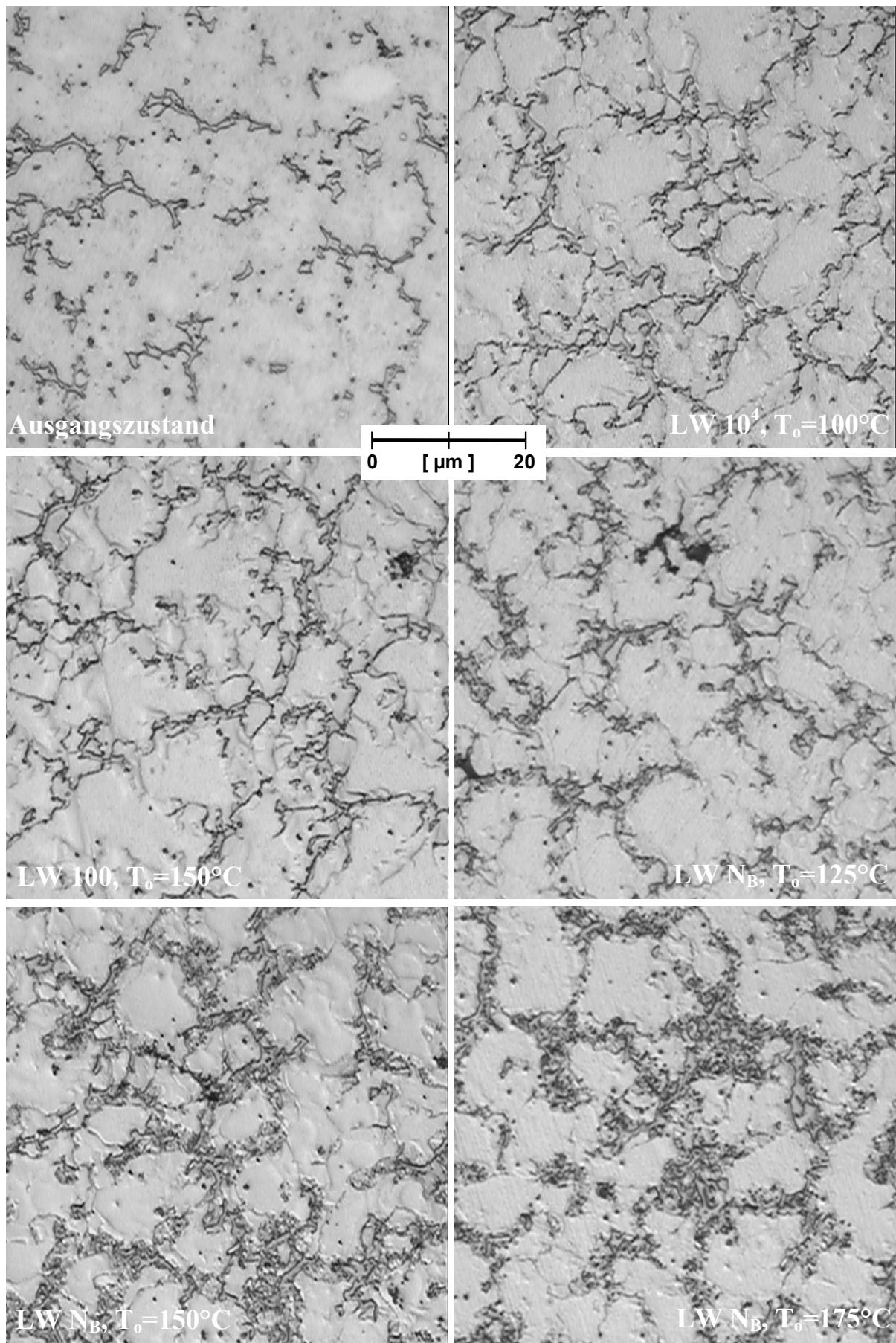


Abbildung 6.43: Geätzte Querschnittsflächen von AZ91-Proben, DIC-Kontrast. Oben links: Ausgangszustand. Übrige Aufnahmen: Nach thermisch-mechanischer Ermüdung ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 100, 125, 150, 175$ bzw. 190°C) gebrochene Proben bzw. 100 oder 10^4 Lastwechsel.

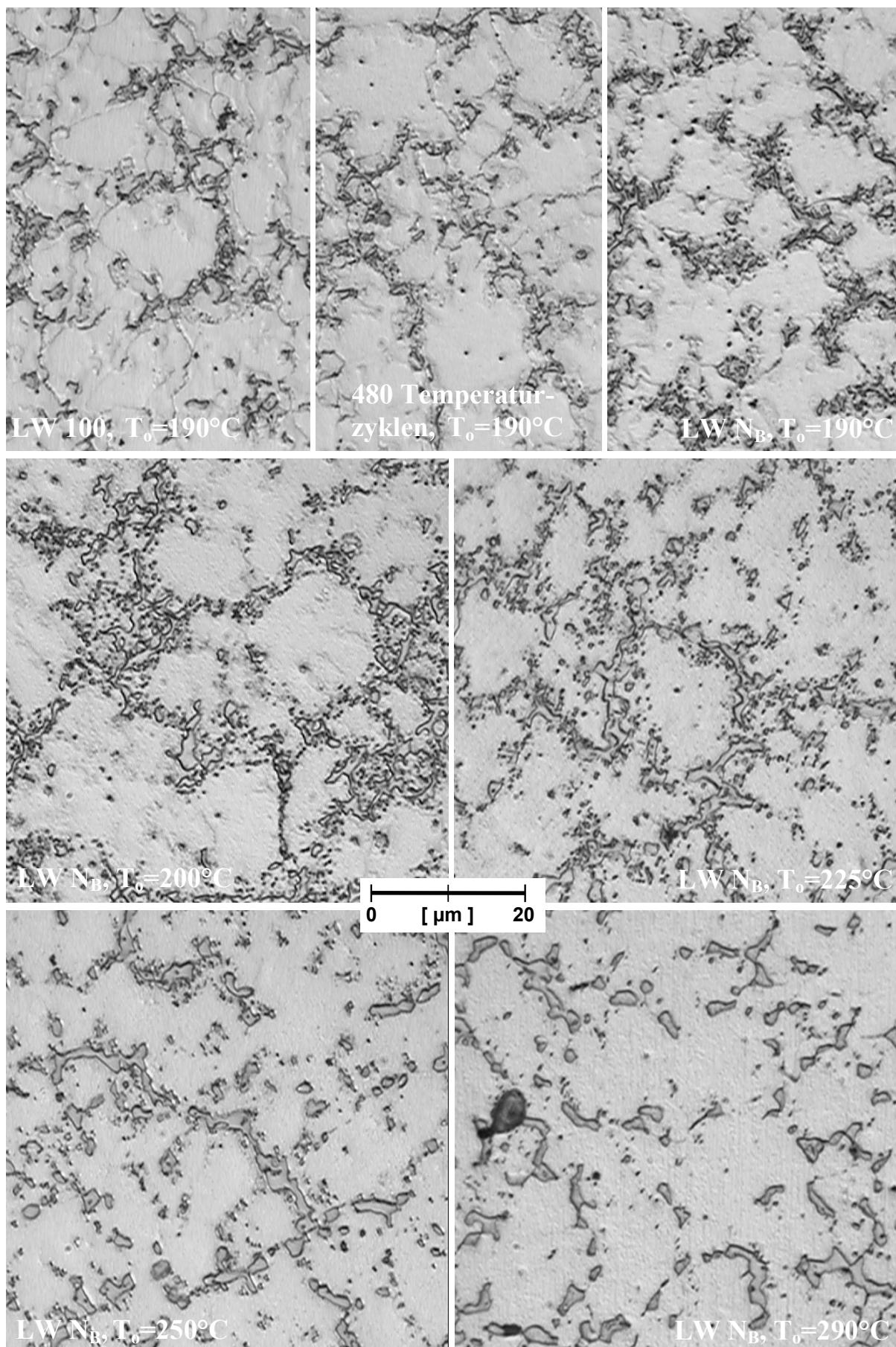


Abbildung 6.44: Geätzte Querschnittsfächen thermisch-mechanisch ermüdeter bzw. thermisch zyklierter AZ91-Proben, DIC-Kontrast. Oben: $T_u=-50^\circ\text{C}$, $T_o=190^\circ\text{C}$, 100 Lastwechsel bzw. 480 Temperaturzyklen. Mittig bzw. unten: $T_u=50^\circ\text{C}$, $T_o=200^\circ\text{C}$, 225, 250 sowie 290°C, Lastspielzahl N_B .

6.5.2.2 Texturänderungen

Während der Erstarrung der im Druckguss verarbeiteten Magnesiumlegierung AZ91 ist eine nahezu statistisch regellose Orientierungsverteilung der Kristallite entstanden, die während der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung mit einer Untertemperatur von -50°C und Obertemperaturen von 100 bis 190°C im wesentlichen erhalten geblieben ist. Dabei wurde lediglich eine mit zunehmender Obertemperatur ansteigende Gleichförmigkeit der Poldichteverteilungen beobachtet, die auf primäre Rekristallisationsvorgänge zurückzuführen ist. Demgegenüber sind nach 480 thermischen Zyklen im Temperaturbereich von -50 bis 190°C aufgrund fast ausbleibender plastischer Verformung kaum neue Kristallite entstanden. Die hier auftretende, sekundäre Rekristallisation hat lediglich einige Kristallite unter Aufzehrung ihrer unmittelbaren Nachbarn wachsen lassen, so dass die nachlassende Homogenität der entsprechenden Poldichteverteilung den hierdurch hervorgerufenen Grobkorneffekt widerspiegelt.

Bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur und Obertemperaturen von 225 bis 290°C ist aus der regellosen Orientierungsverteilung des gegossenen Gefüges eine doppelte Fasertextur hervorgegangen. Ein maßgeblicher Mechanismus, der zur Entstehung dieser Textur beigetragen hat, ist die Zwillingsbildung. Wie bereits im Zusammenhang mit den an AZ91 durchgeführten Zug- und Druckversuchen (Abschnitt 6.2) erläutert wurde, bewirkt Zwillingsbildung nach in Richtung der Probenlängsachse wirkender Druckbeanspruchung einen erhöhten Anteil an quer zur Beanspruchungsrichtung orientierten Basalebenen, Zugbeanspruchung lässt den Anteil der parallel zur Beanspruchungsrichtung orientierten Basalebenen zunehmen (siehe Abb. 6.10). Die neben der Zwillingsverformung ebenfalls auftretenden, das Maß der assoziierten Versetzungsbewegungen übersteigenden Gleitvorgänge stabilisieren die gebildeten Zwillinge, so dass nicht die gesamte Zwillingsverformung reversibel ist, was durch das Vorliegen der doppelten Fasertextur bestätigt wird. Die nach plastischer Deformation auftretende Rekristallisation verschmiert zwar den Einfluss einzelner Zwillingslamellen an der vorliegenden Textur, wiederholte Zwillingsbildungs- und Rekristallisationsvorgänge lassen dennoch eine in Richtung der Zwillingsverformung tendierende, relativ homogene Textur entstehen. Trotz der mit der Erhöhung der Obertemperatur von 275 auf 290°C ansteigenden plastischen Deformation nimmt die Schärfe der Textur wieder ab. Dieser Effekt wird einerseits durch die mit steigender Temperatur zunehmenden Rekristallisationsvorgänge verursacht, andererseits findet die für die Zwillingsbildungsvorgänge relevante plastische Dehnung aufgrund verbesserter Gleit- und Kriechmöglichkeiten kaum in dem durch Obertemperatursteigerung hinzugewonnenen Temperaturintervall statt.

6.5.2.3 Eigenspannungszustand

Für die an den gedrehten Probenoberflächen der AZ91-Proben durchgeführten röntgenographischen Eigenspannungsmessungen gelten die im Zusammenhang mit den an AZ31 durchgeführten Eigenspannungsmessungen (Abschnitt 6.5.1.5) angesprochenen, einleitenden Bemerkungen ebenfalls. Im Gegensatz zu der einphasigen Knetlegierung AZ31 ist im Druckguss verarbeitetes AZ91 mehrphasig. Somit werden durch die röntgenographischen Eigenspannungsmessungen nicht wie bei AZ31 nur speziell orientierte Körner im vom Röntgenstrahl erfassten Volumen, sondern lediglich speziell orientierte Körner einer Phase vermessen [160], auf die sich die hier angegebenen Eigenspannungswerte beziehen. Andererseits sind die gegossenen Proben nicht texturiert, und die durch die Drehbehandlung hervorgerufenen, lichtmikroskopisch sichtbaren Verformungsmerkmale erstrecken sich in den AZ91-Proben nur bis auf einen Oberflächenabstand von ca. 10 µm.

An AZ91 wurden mit CrK α -Strahlung im Gegensatz zu den AZ31-Proben Ebenen vom Typ {10̄12} vermessen. Bei diesem Ebenentyp beträgt die Eindringtiefe z_0 von CrK α_1 -Strahlung (in reinem Magnesium) 13,2 µm [150], so dass die Informationen der mit dieser Strahlung durchgeführten Messungen im wesentlichen einer oberflächennahen Schicht von der Stärke der mittleren Korngröße entstammen. Neben der aufgrund der vergleichsweise geringen Eindringtiefe unterdurchschnittlichen Kornstatistik bewirkt der relativ kleine Beugungswinkel ($2\Theta_0 \approx 74^\circ$) bei der Bestimmung der oberflächennahen Eigenspannungen eine relativ große Streuung, wie in Abbildung 5.53 zu erkennen ist. Möglicherweise sind die über der Lastspielzahl auftretenden Eigenspannungsänderungen auf Wechselwirkungen zwischen Erholungs- und Rekristallisationsprozessen, Ausscheidungs- und Überalterungsvorgängen und dem Verformungsverhalten bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung zurückzuführen. Um hierzu gesicherte Aussagen treffen zu können, wären jedoch weitere, gezielte Untersuchungen erforderlich. Bei einer kritischen Bewertung dieser Oberflächen-eigenspannungs-Lastspielzahl-Verläufe ergibt sich zumindest die gesicherte Aussage, dass im arithmetischen Mittel der 350 zugrundeliegenden Eigenspannungsmessungen Eigenspannungen in Höhe von 60 MPa, bei einer Standardabweichung von 11,6 MPa, vorliegen.

Die mit CuK α -Strahlung an {12̄33}-Ebenen gemessenen Eigenspannungen beziehen sich im wesentlichen auf eine Oberflächenschicht von der Stärke der 5-fachen mittleren Korngröße. Rekristallisationsvorgänge stark makroeigenspannungsbehafteter Oberflächenschichten bedeutender Stärke würden in Abhängigkeit von Obertemperatur und Lastspielzahl zeitlich gestaffelte Eigenspannungsänderungen bewirken, tatsächlich sind die vermessenen {12̄33}-Ebenen jedoch praktisch eigenspannungsfrei. Die Oberflächeneigenspannungen bewegen sich in einem Streuband auf konstant niedrigem Niveau (arithmetischer Mittelwert von -2 MPa, bei einer Standardabweichung von 7 MPa, siehe Abb. 5.54).

Aus der unterschiedlichen Höhe der an Ebenen vom Typ {10̄12} bzw. {12̄33} gemessenen Oberflächeneigenspannungen ist zu schließen, dass es sich bei den gemessenen Spannungen nicht um Makroeigenspannungen, sondern um (homogene) Mikroeigenspannungen 2. Art

handelt, die zumindest hinsichtlich der Mikrorissbildung von bedeutender Schädigungsrelevanz sind. Die im Vergleich zur Knetlegierung AZ31 deutlich geringeren Veränderungen der homogenen Eigenspannungen von AZ91 sind offenbar darauf zurückzuführen, dass ein ganz erheblicher Teil der unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung auftretenden plastischen Verformung auf die aluminiumübersättigte Korngrenzenphase entfällt, so dass die bevorzugt reflektionsfähigen α -Mischkristalle geringere plastische Verformung erfahren.

Die an Ebenen vom Typ $\{10\bar{1}2\}$ gemessenen Halbwertsbreiten-Lastspielzahl-Verläufe (siehe Abb. 5.57) repräsentieren im wesentlichen das Verhalten der von der Drehbehandlung beeinflussten Randschichten. Durch die jeweils 10 Temperaturwechsel in der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche finden in der kaltverfestigten Randschicht mit zunehmender Obertemperatur stärker ausgeprägte Erholungs- bzw. Rekristallisationsvorgänge statt, die zu einer entsprechenden Verringerung der Halbwertsbreiten führen. Die mit dem ersten Lastwechsel aufgeprägte plastische Dehnung bewirkt über die Zunahme der Mikroeigenspannungen einen Anstieg der Halbwertsbreiten. Besonders im Bereich kleiner Dehnungsbeträge und niedriger Lastspielzahlen sind diese Verformungsvorgänge auch in den gegossenen AZ91-Proben nicht vollständig homogen, weshalb z.B. bei der mit 125°C Obertemperatur ermüdeten Probe mit dem ersten Lastwechsel an der Messstelle kein Halbwertsbreitenanstieg einhergeht. Im weiteren Verlauf der Ermüdung bildet sich bei Obertemperaturen von 100 bis 125°C ein Halbwertsbreitenplateau aus, das durch ein quasi stationäres Gleichgewicht zwischen mechanisch-ermüdungsbedingter Mikroeigenspannungsentstehung und (thermisch bedingten) Erholungsvorgängen gekennzeichnet ist. Während sich dieses Plateau bei 100°C Obertemperatur bis zur Grenzlastspielzahl erstreckt, beginnt nach dem 100. Lastwechsel der mit 125°C Obertemperatur ermüdeten Probe ein Mikroeigenspannungsabbau, der bei höheren Obertemperaturen bereits nach dem ersten Lastwechsel einsetzt. Da dieser Mikroeigenspannungsabbau hauptsächlich auf in der bearbeitungsbedingt verfestigten Randschicht ablaufende Rekristallisationsprozesse zurückzuführen ist, setzt er sich bis zum Probenbruch mit abnehmender Geschwindigkeit fort. Weiterhin ist jedoch auch ein Einfluss von Ausscheidungsvorgängen vorhanden, der eine Verschiebung der mittleren Interferenzlinienlage von $74,608^\circ$ ($N=110$) im Ausgangszustand auf $74,411^\circ$ bei der gebrochenen, mit 190°C Obertemperatur ermüdeten Probe bewirkt. Im Bereich der Bruchlastspielzahl der mit 190°C Obertemperatur beaufschlagten Proben ist der Einfluss des mechanischen Anteils der thermisch-mechanischen Ermüdung auf die mit CrK α -Strahlung gemessenen Halbwertsbreiten gering, da die kaltverfestigte Randschicht der rein thermisch wechselbeanspruchten Probe nach 480 Zyklen ebenso rekristallisiert ist, wie die der bei etwas geringerer Lastspielzahl ($N_B = 402$) gebrochenen Probe.

Die mit CuK α -Strahlung an Ebenen vom Typ $\{12\bar{3}3\}$ bestimmten Halbwertsbreiten von AZ91 (siehe Abb. 5.58) sind im Vergleich zu AZ31 etwa um den Faktor 1,5 höher. Dieser Unterschied ist auf den (um ca. 6 Ma.-%) höheren Aluminiumanteil zurückzuführen, der eine Zunahme der heterogenen Mikroeigenspannungen bewirkt. Weiterhin bewirkt der erhöhte

Aluminiumanteil von AZ91 im Ausgangszustand eine Zunahme der mittleren Interferenzlinienlage um ca. $0,7^\circ$. Offenbar stammt der überwiegende Beitrag zur Halbwertsbreitensteigerung von Mikroeigenspannungen, die aus der Gitterverspannung des homogenen Mischkristalls resultieren. Während sich die Halbwertsbreiten von AZ31 mit zunehmender Lastspielzahl einer Sättigung nähern, so nehmen sie bei AZ91 bis zum Probenbruch ab. Zwar bewirken die während der thermisch-mechanischen Ermüdung auftretenden Rekristallisationsprozesse die Umformung des auf den Korngrenzen lokalisierten, entarteten Eutektikums in eutektoider Korngrenzbereiche, so dass sich die Konzentration der Legierungselemente in den übersättigten α -Mischkristallen deutlich reduziert. Dennoch wird ein etwa vorhandener Konzentrationsgrenzwert bei der hier bis zu einer Obertemperatur von 190°C aufgeprägten Beanspruchung innerhalb der Probenlebensdauer nicht erreicht. Dieser auf die Halbwertsbreiten-Lastspielzahl-Verläufe gestützte Befund wird durch die Verschiebung der mittleren Interferenzlinienlage bestätigt. Im Verlauf der mit 190°C Obertemperatur durchgeföhrten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche nimmt die mittlere Lage der $\{12\bar{3}3\}$ -Interferenzlinien um ca. $0,4^\circ$ ab.

Im Vergleich zu den an AZ91 mit CrK α -Strahlung bestimmten Halbwertsbreiten gibt die höhere Eindringtiefe der CuK α -Strahlung nicht nur den Mikroeigenspannungszustand der von der Drehbehandlung beeinflussten Randschicht wieder, es werden auch Kristallite in darunter liegenden Bereichen erfasst. Deshalb sind die in der Vorlaufphase der thermisch-mechanischen Ermüdungsversuche in der Randschicht auftretenden, bei CrK α -Strahlung relativ deutlich erkennbaren Relaxations- und Rekristallisationsvorgänge bei Messung mit CuK α -Strahlung stärker über den Messbereich verschmiert, und somit weniger deutlich sichtbar. Die im Verlauf der Ermüdung auftretenden Halbwertsbreitenänderungen sind prinzipiell mit den unter CrK α -Strahlung beobachteten identisch. Allerdings ist auch hier der Einfluss der bearbeitungsbedingt bevorzugten Rekristallisation der Randschicht erkennbar. Die Abbaugeschwindigkeit der Halbwertsbreiten nimmt z.B. bei den mit 150 und 190°C Obertemperatur ermüdeten Proben in der zweiten Hälfte der Lebensdauer bei den mit CrK α -Strahlung durchgeföhrten Messungen aufgrund der bereits weitgehend abgeschlossenen Randschichtrekristallisation deutlich ab.

Demgegenüber lassen die mit CuK α -Strahlung durchgeföhrten Messungen die Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge des Kernbereichs der Proben erkennen. Die mit 150 bis 190°C Obertemperatur thermisch-mechanisch ermüdeten Proben zeigen in den letzten ca. 96% der Lebensdauer mit konstanter Geschwindigkeit absinkende Halbwertsbreiten. Die hierfür ausschlaggebenden Rekristallisations- und Ausscheidungsvorgänge des Kernbereichs der Proben werden durch den mechanischen Anteil der thermisch-mechanischen Ermüdung begünstigt. Dies belegt ein Halbwertsbreitenvergleich zwischen im Temperaturbereich von -50 bis 190°C rein thermisch (mit 480 Zyklen) bzw. bis zum Bruch ($N_B = 402$) thermisch-mechanisch ermüdeten Proben. Während die höhere Halbwertsbreite (ca. $1,38^\circ$) bei der rein thermisch zyklerten Probe auf die weitgehend ausbleibende Rekristallisation des

Kernbereichs zurückzuführen ist, verursacht die mechanische Belastung Ausscheidungs- und Rekristallisationsprozesse, die auch den Probenkern erfassen und somit eine (um 0,1°) geringere Halbwertsbreite verursachen.

6.5.2.4 Rissbildung und Rissausbreitung

Unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit Untertemperaturen von -50°C und Obertemperaturen von bis zu 125°C erfolgt die Rissbildung an im Druckgießverfahren verarbeitetem AZ91 fast ausschließlich an Spannungsüberhöhungen wie oberflächennahen oder von der Oberfläche angeschnittenen Lunkern und Drehriefen, wie die Abbildungen 5.40 und 6.45 (links) zeigen. Das überwiegend normalspannungskontrollierte Kurzrisswachstum erfolgt zumeist im Bereich des (überwiegend entarteten) Eutektikums. Die aus den relativ kleinen Temperaturschwingbreiten resultierenden geringen Schwingbreiten der Spannungsintensität lassen das Kurzrisswachstum offenbar zum Stillstand kommen, wenn der im Eutektikum verlaufende Kurzriss seine Wachstumsrichtung deutlich ändern oder primär erstarrte Magnesium-Mischkristalle durchlaufen müsste (siehe Abb. 6.45, rechts). In diesem Temperaturbereich sind die Auswirkungen der thermischen Beanspruchungskomponente auf Rissbildung und Rissausbreitung noch nicht besonders stark ausgeprägt. Man findet deshalb keine gravierenden Abweichungen zu dem unter isothermer Raumtemperatur-Ermüdungsbeanspruchung beobachteten Verhalten.

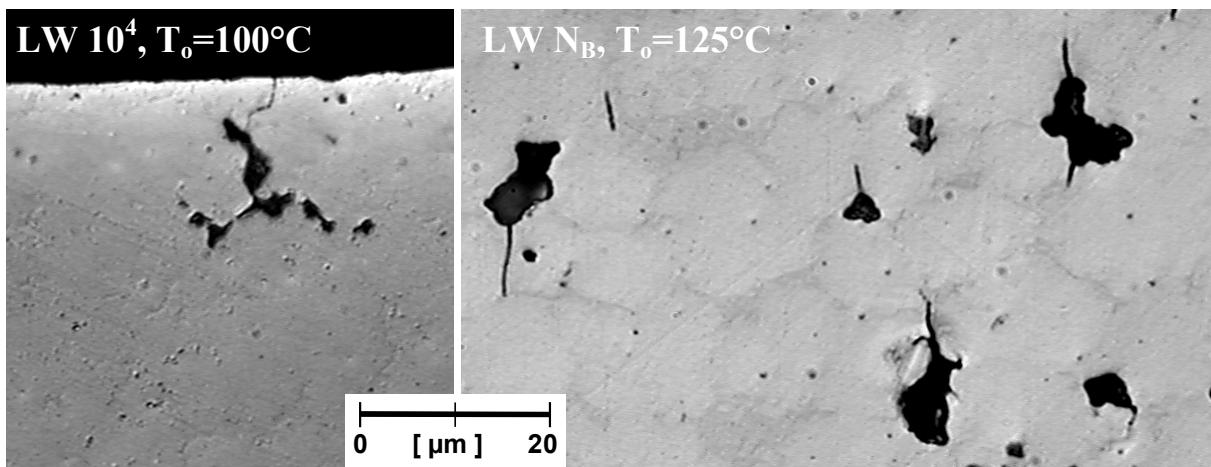


Abbildung 6.45: Rissbildung an AZ91 (polierte Längsschnitte, Längsrichtung horizontal, DIC-Kontrast). Links: 10^4 Lastwechsel ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 100^\circ\text{C}$), rechts: gebrochene Probe ($T_u = -50^\circ\text{C}$, $T_o = 125^\circ\text{C}$).

Die mit weiterer Steigerung der Obertemperatur ebenfalls zunehmende Spannungsamplitude bewirkt eine Zunahme der Rissdichte, da hierdurch auch in Bereichen mit geringerer Spannungsüberhöhung lokal die Trennfestigkeit des Werkstoffes überschritten wird. Mit steigender Obertemperatur wächst auch der Temperaturbereich, in dem sich das Rissgeschehen vollzieht, in Richtung höherer Temperaturen. Der durch die Korngrenzenphase verursachte, bei isothermer Versuchsführung oberhalb einer Temperatur von 120°C auftretende, bedeutende Festigkeitsverlust [5] wird in den hier durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen ab 150°C Obertemperatur in einer weniger an geometrische Kerben gebundenen Rissausbreitung deutlich. Während bei niedrigeren Obertemperaturen z.B. im Bereich der von

Drehriefen verursachten Spannungsüberhöhung ein nennenswerter Anteil von transkristallin verlaufenden Rissen beobachtet wird, führt der Festigkeitsabfall der Korngrenzenphase bei einer Obertemperatur von 150°C dazu, dass die Risse schon an der Probenoberfläche im wesentlichen dem Verlauf der Korngrenzenphase folgen, wie der Vergleich der auf den entsprechenden Probenmantelflächen entstandenen Rissstruktur zeigt (siehe Abb. 5.40).

Höhere Obertemperaturen bewirken bis zu einer Temperatur von ca. 225°C noch keine grundsätzliche Änderung des Rissausbreitungsverhaltens. Der Vergleich der in Abbildung 6.46 dargestellten Nebenrisse, die unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit etwa gleichen Obertemperaturen (190 bzw. 200°C), jedoch mit unterschiedlichen Untertemperaturen (-50 bzw. 50°C) entstanden sind, lässt prinzipiell ähnliche Rissverläufe erkennen. Die Rissausbreitung erfolgt gemischt, d.h. sowohl inter- als auch transkristallin. Generell bewirkt die kleinere Temperaturschwingbreite der mit 200°C Obertemperatur durchgeführten Versuche einen etwas ebeneren Rissverlauf, der auf einen höheren Anteil an transkristalliner Rissausbreitung zurückzuführen ist. Im Laufe der Probenlebensdauer erfahren die rissspitzennahen Bereiche der dargestellten Nebenrisse charakteristische Änderungen der Belastung. Während sich die auftretende Dehnung im Bereich geringer Risstiefen (bis ca. 50 µm) auf relativ viele Risse verteilt, konzentriert sie sich mit wachsender Risstiefe nur noch auf wenige Risse. Gegen Ende der Probenlebensdauer werden die hier gezeigten Nebenrisse in zunehmender Weise durch den Hauptriss entlastet. Somit steigt die Belastung der rissspitzennahen Bereiche mit zunehmender Risslänge zunächst auf ein Maximum, um dann wieder abzusinken. In vergleichbarer Art ändert sich auch die Ausdehnung der hochbeanspruchten Zone in der Umgebung der Rissspitze. Die Wechselwirkung zwischen der Korngröße und der Größe dieser Zone führt zunächst zu einem relativ hohen Anteil transkristalliner Rissausbreitung. Bei mittlerer Risslänge nimmt die Ungleichförmigkeit der Rissflanken zu. Dies steht nur scheinbar im Widerspruch zu Untersuchungen [165], in denen mit wachsender Ausdehnung der zyklischen plastischen Zone eine Homogenisierung der Gleitverteilung gefunden wurde. Dieses für Werkstoffe mit einer hohen Zahl aktiver Gleitsysteme gültige Verhalten tritt bei der untersuchten Magnesiumgusslegierung in den Hintergrund. In diesem Bereich umfasst die plastische Zone offenbar den Bereich mehrerer Kristallite, so dass zunächst günstig orientierte Korngrenzenabschnitte aufreißen können. Die eigenständig entstehenden Mikrorisse eilen dem Hauptriss voraus und bewirken Lastumlagerungen in der Umgebung der Rissspitze. Hierdurch wird die Belastbarkeit auch in weniger günstig orientierten Korngrenzbereichen überschritten. Man beobachtet in diesem Bereich deshalb fast ausschließlich interkristalline Rissausbreitung. Gegen Ende der Probenlebensdauer ist die Größe der plastischen Zone so weit zurückgegangen, dass wieder ein erheblicher Teil der Rissausbreitung transkristallin erfolgt.

Die bei höheren Temperaturen zusätzlich zur Basalgleitung aktiven Gleitsysteme vom Typ {1̄101}<11̄20>, {11̄22}<11̄23> sowie {1̄100}<11̄20> führen bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit 250°C Obertemperatur zu einer relativ homogenen

Plastizierung der Probenmessstrecke. Die in den Zughalbzyklen erfolgende Rissbildung geht dabei von Lunkern und überdurchschnittlich großen, relativ spröden $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen aus, die bei der plastischen Verformung der duktilen, aus Magnesium-Mischkristallen gebildeten Matrix gebrochen sind, wie Abbildung 6.47 (rechts) zeigt. Aufgrund der hohen Anzahl bevorzugter Rissentstehungsorte entsteht eine ebenfalls relativ homogene Rissverteilung, wie die in Abbildung 6.47 oben links gezeigte, polierte Probenlängsschnittfläche erkennen lässt. Bei den an AZ91 mit Obertemperaturen über 225°C durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen erfolgt der Probenbruch somit nicht durch die Ausbreitung eines bevorzugt wachsenden Risses, sondern durch Koaleszenz nahezu homogen über die Probenmessstrecke verteilter Risse.

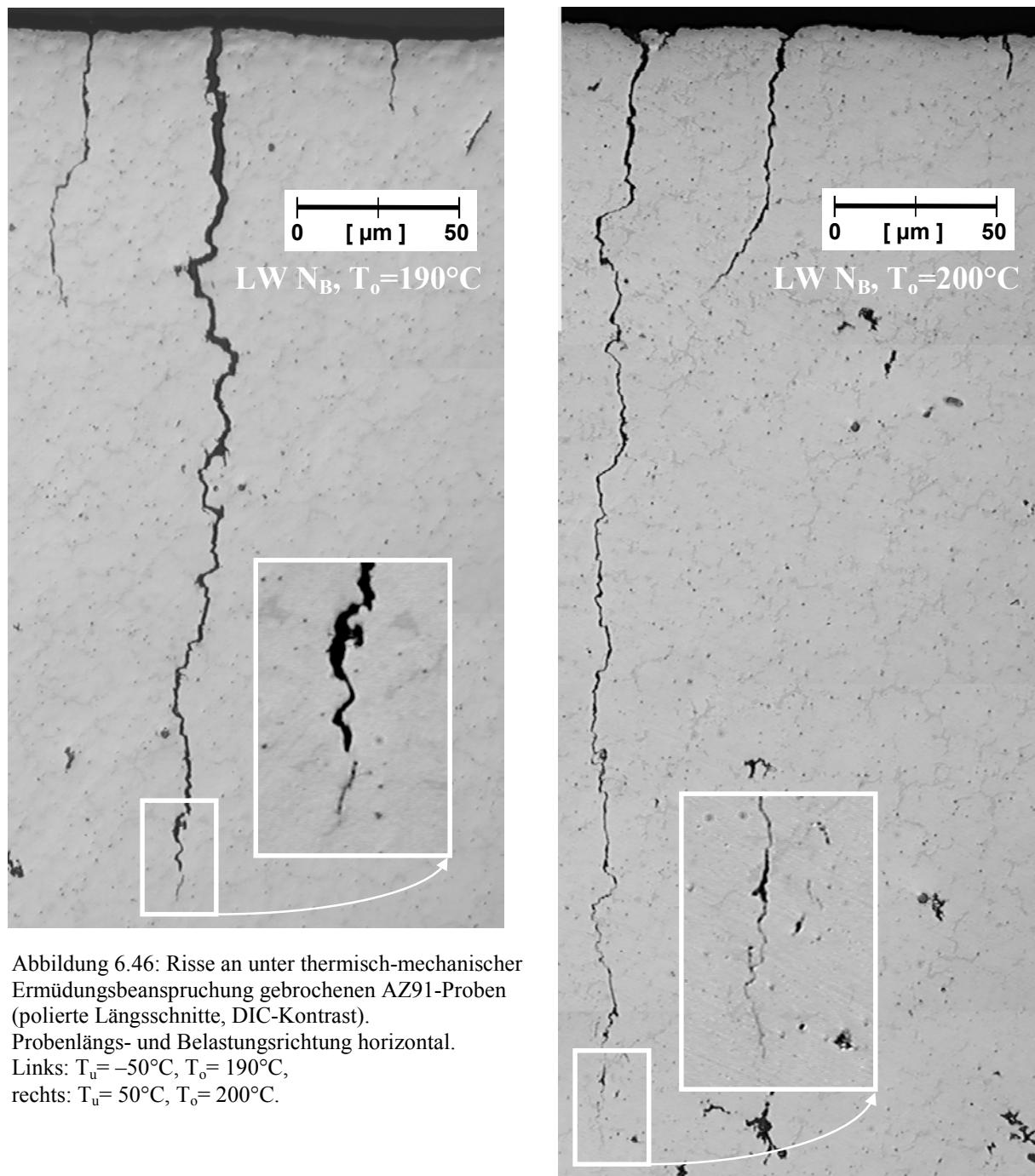


Abbildung 6.46: Risse an unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ91-Proben (polierte Längsschnitte, DIC-Kontrast).

Probenlängs- und Belastungsrichtung horizontal.

Links: $T_u = -50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 190^{\circ}\text{C}$,

rechts: $T_u = 50^{\circ}\text{C}$, $T_o = 200^{\circ}\text{C}$.

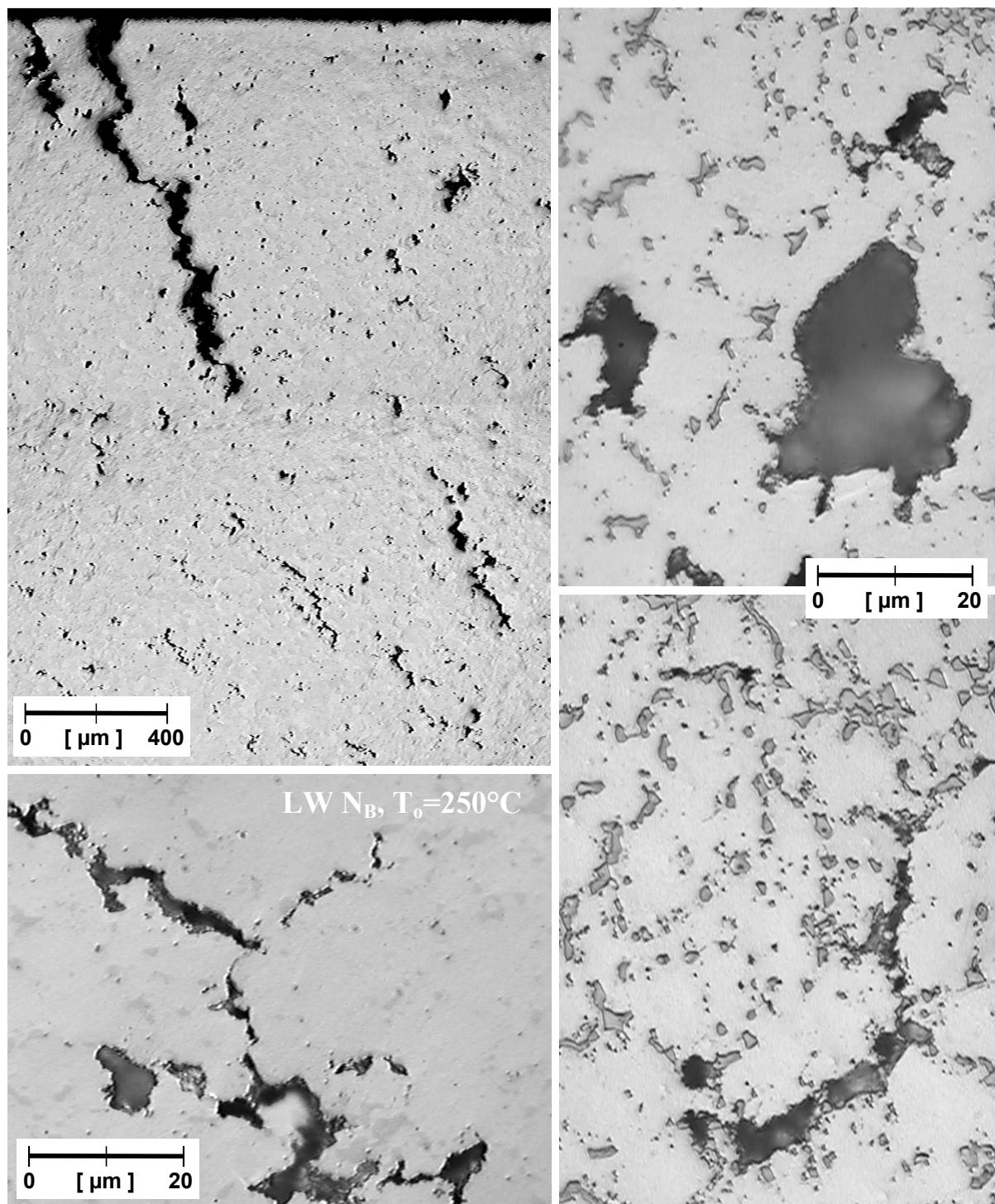


Abbildung 6.47: Risse an einer unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung gebrochenen AZ91-Probe ($T_u = 50^\circ\text{C}$, $T_o = 250^\circ\text{C}$), DIC-Kontrast.
Links: polierte Längsschnitte, Probenlängs- und Belastungsrichtung horizontal, rechts: geätzte Querschnitte.

6.6 Ermüdungslife und Schädigungsparameter

6.6.1 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit -50°C Untertemperatur

Wie in Abschnitt 5.1.1.7 gezeigt, lassen sich die Lebensdauern der bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung mit -50°C Untertemperatur gebrochenen AZ31- und AZ91-Proben (Abb. 5.20) in halblogarithmischer Auftragung in Abhängigkeit von der Ober-temperatur für jeden Werkstoff durch jeweils eine Gerade abbilden. Da sich bei der hier untersuchten thermisch-mechanischen Ermüdung im Obertemperaturbereich von 125 bis 190°C keine deutliche Änderung der wesentlichen Schädigungsmechanismen vollzieht, stellt die Obertemperatur, bzw. die von ihr abhängige Temperaturschwingbreite ein eindeutiges Merkmal zur Charakterisierung der Lebensdauer dar.

Die sich bei der untersuchten out-of-phase-Beanspruchung über den überwiegenden Teil der Lebensdauer erstreckenden Mittelspannungen sind generell durch die Temperaturschwingbreite und den Werkstoffwiderstand gegen plastische Verformung bei Obertemperatur bestimmt. Hinsichtlich des Aufbaus stabiler Mittelspannungen überwiegt die Wirkung der mit steigender Obertemperatur zunehmenden Temperaturschwingbreite die des gleichzeitig nachlassenden Werkstoffwiderstands. Man beobachtet deshalb mit steigender Temperaturschwingbreite zunehmende Mittelspannungen (siehe Abb. 5.3, 5.6, 5.9 und 5.12). Dies gilt auch für den überwiegenden Lebensdaueranteil der bei Obertemperatur begonnenen Versuche, allerdings mit Ausnahme der frühen Versuchsphase. Dort dominiert der (für alle Obertemperaturen von 100 bis 190°C nahezu einheitliche) Werkstoffwiderstand gegen plastische (Zug-) Verformung bei -50°C Untertemperatur, so dass zunächst nur kleine Unterschiede der Mittelspannungen auftreten (Abb. 5.15 und 5.18).

Die aus den unterschiedlichen Anfangsbedingungen (Versuchsstart bei Unter- Mittel- oder Obertemperatur, siehe Abb. 4.4) resultierenden, unterschiedlichen Mittelspannungen haben sich im Bereich mittlerer und hoher Temperaturschwingbreiten innerhalb eines Bruchteils der Lebensdauer auf werkstoff- und belastungstypische, einheitliche Werte stabilisiert, wie das in Abbildung 6.48 gezeigte Beispiel belegt. Die sich einstellenden Mittelspannungen stellen somit eine typische Systemantwort auf die aus der Temperaturschwingbreite resultierenden Belastung dar.

Bekanntlich erfolgt die Rissbildung in einer früheren Versuchsphase, als die Makrorissausbreitung. Demnach sollte Erstere stärker von den besonders zu Versuchsbeginn unterschiedlichen Mittelspannungen beeinflusst werden. Tatsächlich ließ sich ein derartiger Einfluss kaum beobachten. Den Mittelspannungen sind deutlich messbare Mikroeigen- spannungen überlagert (siehe Abschnitt 5.4.4). Da diese Messungen jedoch nur Auskunft über einen integralen Spannungswert geben, wird die tatsächliche Höhe lokal vorliegender Spannungsspitzen, in deren Umgebung die Rissbildung bevorzugt erfolgt [166], nicht erkennbar. Offenbar wird somit der Einfluss der Mittelspannungen durch lokal vorliegende

Spannungsspitzen weitgehend abgeschwächt. Zum Zeitpunkt des Einsetzens der auf Mittelspannungen sensibel reagierenden Makrorissausbreitung sind diese bereits weitgehend abgebaut. Eine deutliche Abhängigkeit der Lebensdauer von den Anfangsbedingungen ist deshalb nicht erkennbar. Zwar sind die unterschiedlichen Mittelspannungen im Bereich kleiner Obertemperaturen stabiler, so dass hierbei deutlichere Auswirkungen auf die Lebensdauer zu erwarten wären. Diese werden jedoch in den Versuchen nicht erkennbar, da die Bruchlastspielzahl dieser Proben die Grenzlastspielzahl von 10^4 Lastwechseln übersteigt.

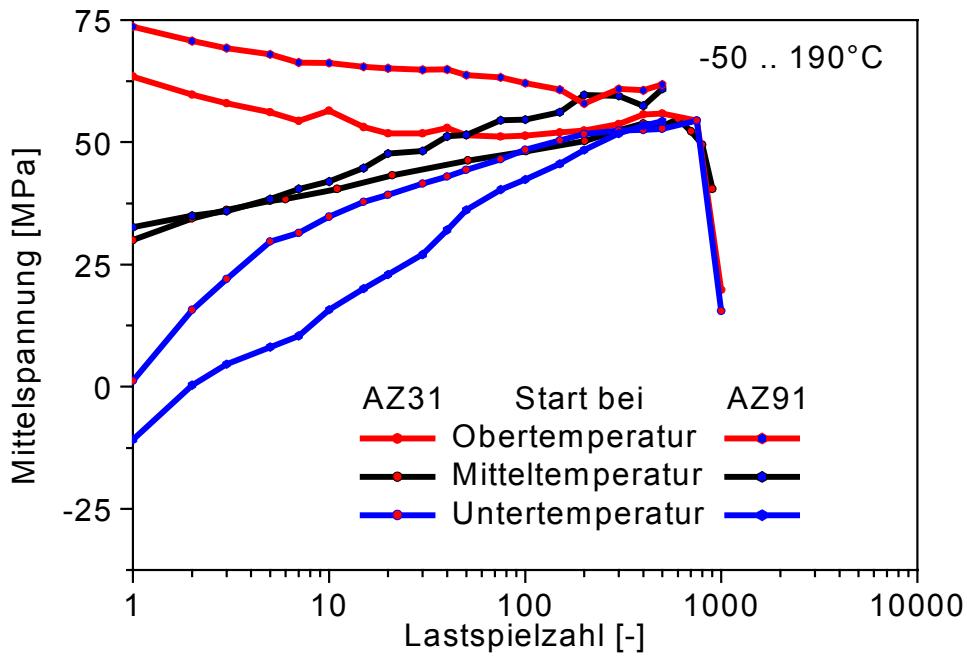


Abbildung 6.48: Mittelspannungen bei thermisch-mechanischer Ermüdung im Temperaturbereich von -50 bis 190°C als Funktion der Lastspielzahl.

Wie bereits erwähnt, vollziehen sich bei der hier untersuchten thermisch-mechanischen Ermüdung im Obertemperaturbereich von 125 bis 190°C keine deutliche Änderung der wesentlichen Schädigungsmechanismen. Deshalb ist es nicht verwunderlich, dass sich die plastischen Dehnungsamplituden bei halber Bruchlastspielzahl, die den Einfluss von Mittelspannungen zumindest teilweise wiedergeben, gemäß der Coffin-Manson-Auftragung über dem Logarithmus der Bruchlastspielzahl als Geraden darstellen (siehe Abb. 6.49). Der parallele Verlauf dieser Geraden bestätigt, dass in diesem Temperaturbereich trotz unterschiedlicher Gefüezustände bei beiden Werkstoffen ähnliche Lebensdaueranteile zur Bildung ausbreitungsfähiger (Makro-) Risse erforderlich sind.

Da die Mittelspannungen keinen frei wählbaren Versuchsparameter, sondern eine von der Obertemperatur (und bei der hier konstanten Untertemperatur ebenfalls obertemperaturabhängigen Temperaturschwingbreite) abhängige Größe darstellen, lassen sich die bei halber Bruchlastspielzahl bestimmten Werte für die elastische Dehnungsamplitude, trotz unterschiedlicher Mittelspannungen, gemäß der Basquin-Auftragung, ebenfalls als Geraden darstellen (Abb. 6.49).

Die zur Berücksichtigung von Mittelspannungseinflüssen geschaffenen Darstellungsweisen nach Smith, Watson und Topper (P_{SWT}) (Abb. 6.50) sowie nach Ostergren (P_{OST}) (Abb. 6.51) sind unter diesen Umständen natürlich ebenfalls geeignet, die Lebensdauerwerte durch Geraden wiederzugeben.

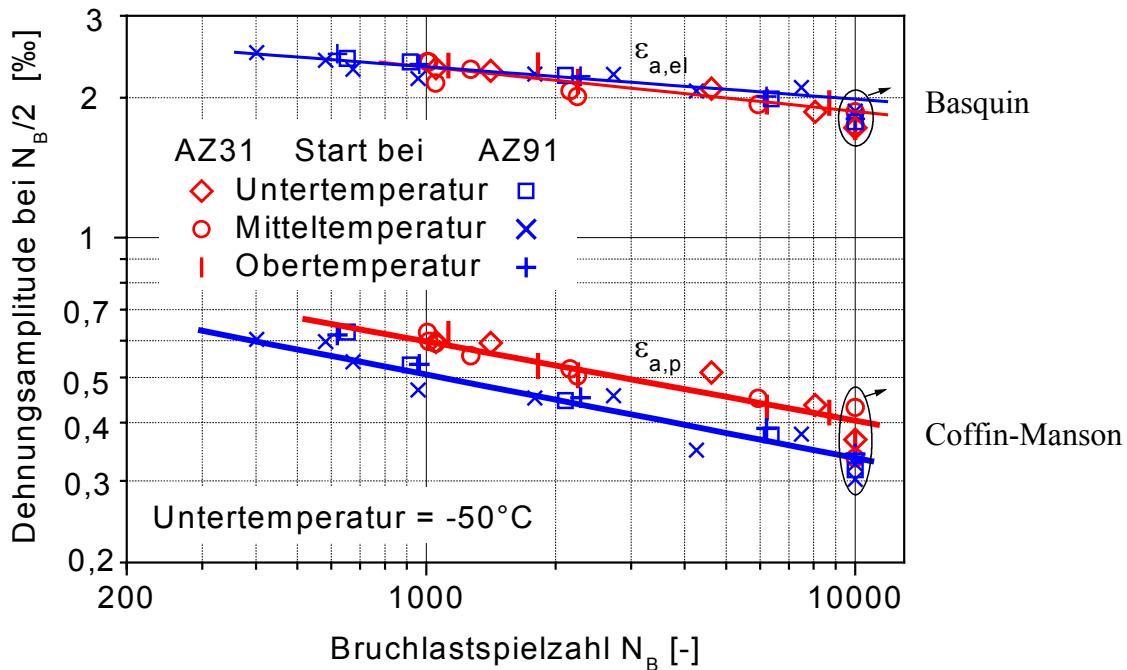


Abbildung 6.49: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit -50°C Untertemperatur als Funktionen der elastischen und plastischen Dehnungsspannungen (Ellipsen kennzeichnen Durchläufe).

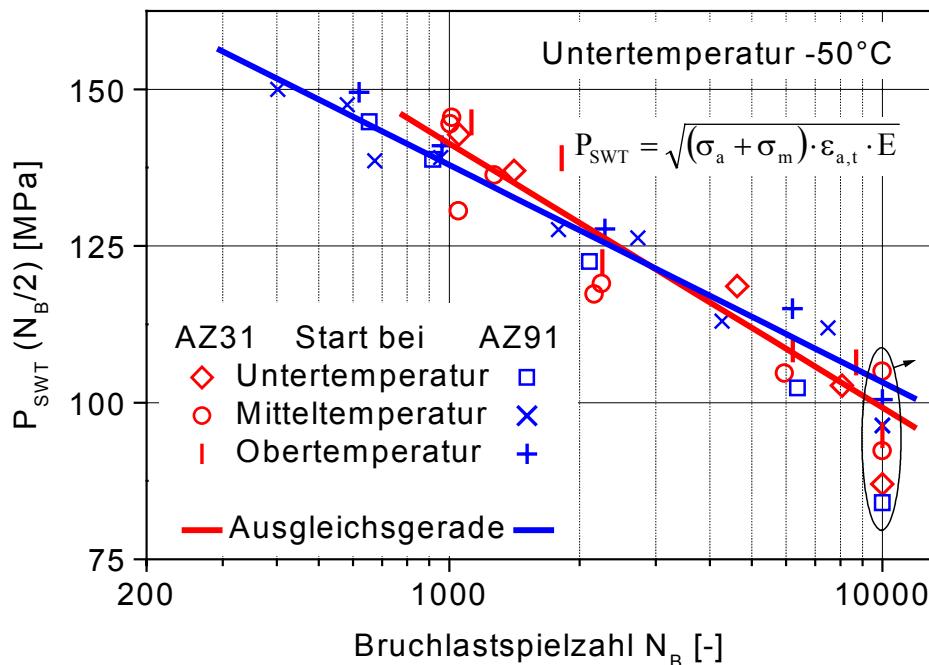


Abbildung 6.50: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit -50°C Untertemperatur als Funktion des Schädigungsparameters nach Smith, Watson und Topper (P_{SWT}) bei halber Bruchlastspielzahl (Ellipsen kennzeichnen Durchläufe).

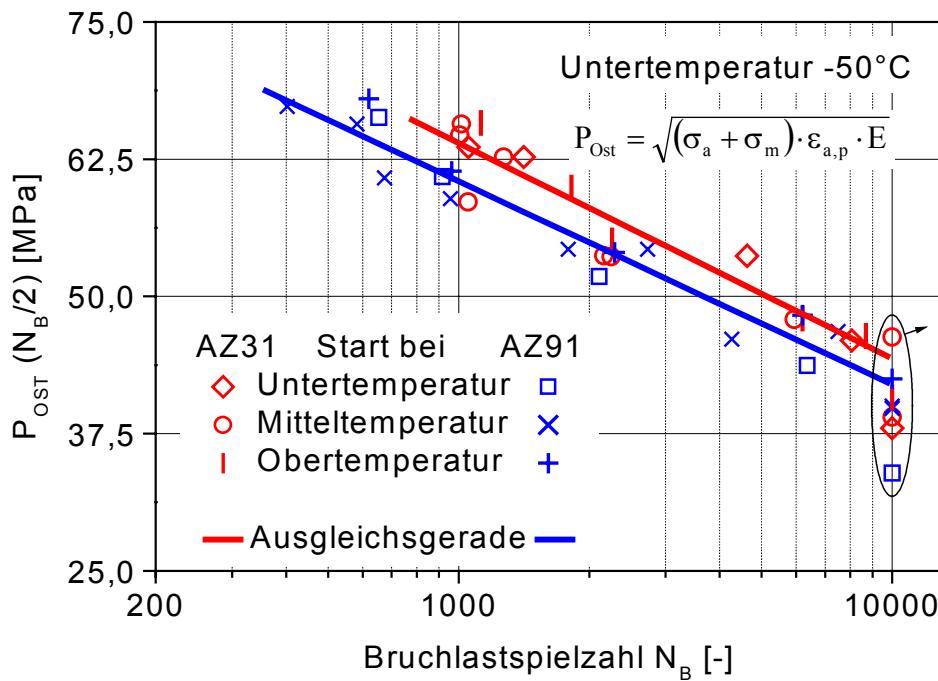


Abbildung 6.51: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit -50°C Untertemperatur als Funktion des Schädigungsparameters nach Osthrgen (P_{OST}) bei halber Bruchlastspielzahl (Ellipsen kennzeichnen Durchläufer).

6.6.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche mit 50°C Untertemperatur

Für thermisch-mechanische Ermüdung mit 50°C Untertemperatur ist die Lebensdauer von AZ31 im $\lg(N_B) - T_0$ -Diagramm, verglichen mit den Werten bei Ermüdung mit -50°C Untertemperatur, weniger präzise durch eine Gerade abzubilden, wie das in Abbildung 6.52 gezeigte Beispiel (dünne rote Linie) belegt. Hier bietet sich die Approximation durch zwei Geraden an, wobei eine für den Obertemperaturbereich von 200 bis 250°C , die andere dagegen für das Obertemperaturintervall von 250 bis 290°C gilt.

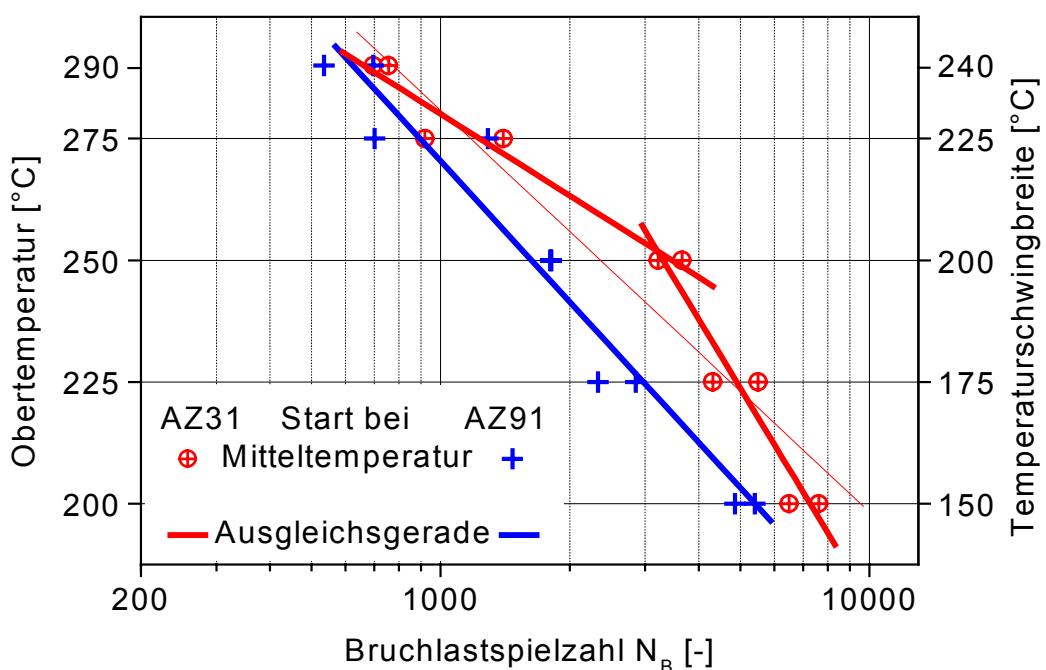


Abbildung 6.52: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Hochtemperaturermüdung als Funktion von Obertemperatur und Temperaturschwingbreite.

Die Zweiteilung der Lebensdauerbereiche der AZ31-Proben ist auf einen Wechsel der maßgeblichen Schädigungsmechanismen zurückzuführen. Beginnend ab einer Obertemperatur von 250°C beobachtet man eine in Abschnitt 5.4.2.2 beschriebene Konzentrationen der Risse unter 30° zur Probenlängsachse, die sich besonders lebensdauermindernd für 275 und 290°C Obertemperatur auswirkt. Ursache ist die oberhalb einer Temperatur von etwa 225°C einsetzende c+a-Pyramidalgleitung, die sich bevorzugt in verzwillingtem Gefüge vollzieht.

Für beide Werkstoffe gelingt eine sinnvolle Darstellung der Probenlebensdauern gemäß der Coffin-Manson-Auftragung (Abb. 6.53). Der bei 250°C Obertemperatur an AZ31-Proben beobachtete Wechsel der Rissausbreitungsmechanismen ist zwar auch in dieser Darstellung erkennbar, aufgrund des mit zunehmender Obertemperatur nachlassenden Verformungswiderstands steigt die plastische Dehnungsamplitude jedoch überproportional stark an, so dass der Wechsel in dieser Darstellung weniger stark in Erscheinung tritt. Bei AZ91 tritt im hier untersuchten Temperaturbereich ein derartiger Wechsel der Schädigungsmechanismen nicht auf, da das Rissgeschehen maßgeblich durch die mit zunehmender Obertemperatur „erweichende“ Korngrenzenphase bestimmt wird, wodurch sich das Stadium der Bildung ausbreitungsfähiger Risse stark verkürzt. Die Coffin-Manson-Gerade von AZ91 fällt deshalb weniger stark ab.

Die mit zunehmender Obertemperatur ansteigenden Temperaturschwingbreiten bewirken bei beiden untersuchten Werkstoffen bis zu einer Obertemperatur von 250°C ansteigende elastische Dehnungsamplituden. Bei höheren Obertemperaturen überwiegt die Wirkung des mit zunehmender Temperatur nachlassenden Verformungswiderstands den Anstieg der Temperaturschwingbreite, so dass die elastische Dehnungsamplitude trotz zunehmender Obertemperatur abnimmt. Eine sinnvolle Lebensdauerabschätzung nach der Basquin-Auftragung ist deshalb nur bis zu einer Obertemperatur von 250°C möglich, wie in Abbildung 6.53 gezeigt ist.

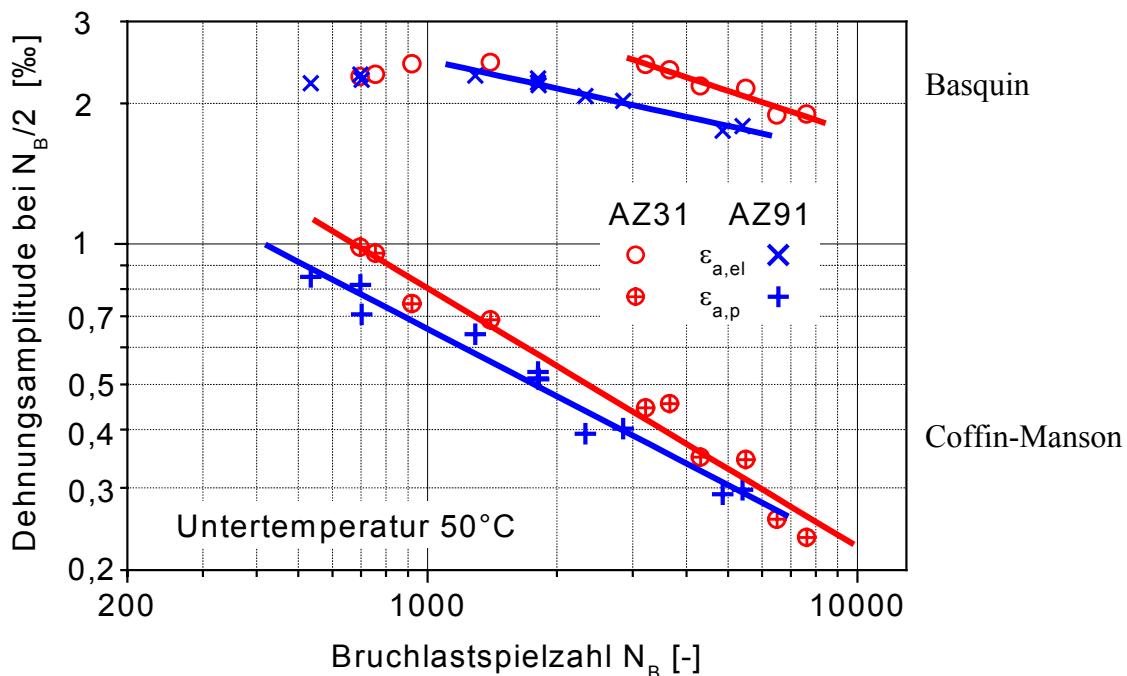


Abbildung 6.53: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur als Funktionen der elastischen und plastischen Dehnungsamplitude.

Von den hier verwendeten, zur Berücksichtigung von Mittelspannungseinflüssen geschaffenen Darstellungsweisen eignet sich der Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper (P_{SWT}) (Abb. 6.54) ebenfalls zur Lebensdauerabschätzung bis zu einer Obertemperatur von 250°C. Bei darüber liegenden Obertemperaturen bleibt die Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ trotz zunehmender plastischer Dehnungsamplitude praktisch konstant, wie der Abbildung 6.53 zu entnehmen ist ($\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,p} + \varepsilon_{a,el}$). Bei sich kaum verändernden Spannungsamplituden und Mittelspannungen kann der Schädigungsparameter P_{SWT} die aus Obertemperaturänderungen resultierenden Veränderungen der Lebensdauer jedoch nicht wiedergeben.

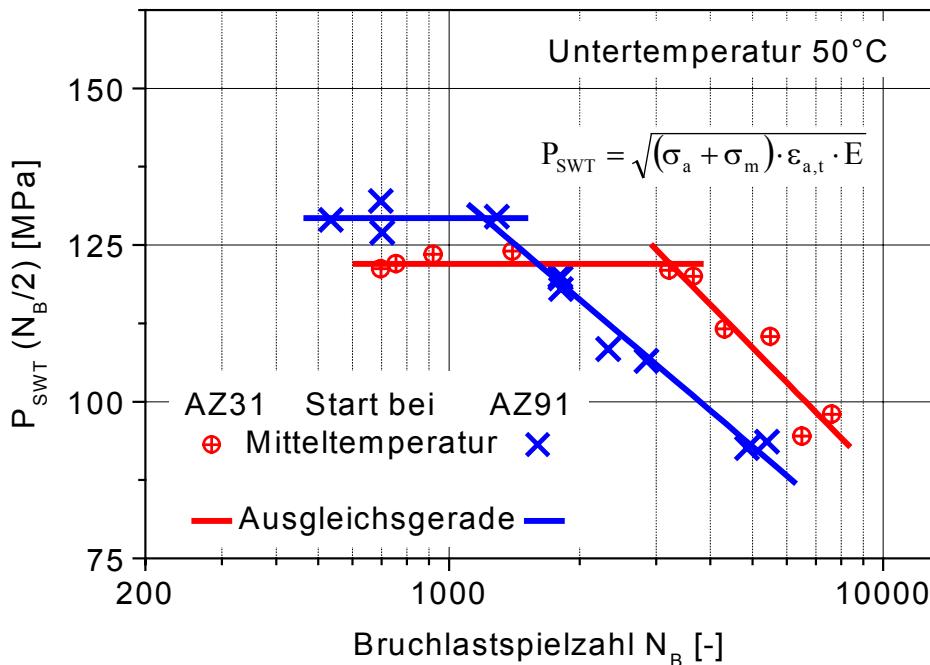


Abbildung 6.54: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur als Funktion des Schädigungsparameters nach Smith, Watson und Topper (P_{SWT}) bei halber Bruchlastspielzahl.

Offenbar wird der schädigende Einfluss von Mittelspannungen und elastischen Dehnungsanteilen bei der Darstellung der Lebensdauerwerte nach dem Schädigungsparameter P_{SWT} für die hier vorliegenden Beanspruchungen überbewertet. Im Gegensatz dazu werden durch den Schädigungsparameter nach Ostergren (POST) plastische Dehnungsanteile stärker gewichtet, wie Abbildung 6.55 verdeutlicht. Dem jeweiligen mathematischen Zusammenhang der Schädigungsparameter entsprechen die geometrischen Mittelwerte der Seitenlängen der diagonal (P_{SWT}) bzw. horizontal schraffierten (POST) Flächen. Eine Darstellung der Lebensdauerwerte mittels des Schädigungsparameters nach Ostergren ist unter diesen Umständen besser geeignet, die Lebensdauerwerte abzubilden.

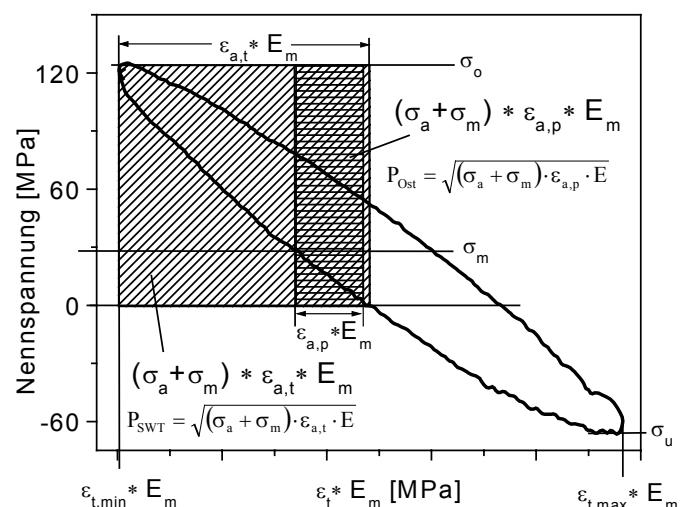


Abbildung 6.55: Flächen zur Berechnung der Werte für die Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper (P_{SWT}) sowie nach Ostergren (POST).

Wie bei den mit -50°C Untertemperatur durchgeführten thermisch-mechanischen Ermüdungsversuchen ergeben sich auch für die über der Bruchlastspielzahl der mit 50°C Untertemperatur durchgeführten Versuche aufgetragenen P_{Ost} -Werte für beide Werkstoffe jeweils parallel verlaufende Geraden, welche die unterschiedliche Belastbarkeit der Magnesiumlegierungen wiedergeben. Im Gegensatz zum Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper, der die Schädigungswirkung der elastischen Dehnung für den vorliegenden Fall offenbar überbewertet, ist die Darstellung nach Ostergren gut geeignet, die wechselnden Schädigungsanteile aus plastischer Dehnung und Mittelspannung in geeigneter Gewichtung zu bewerten (vgl. Abb. 6.56 und 6.57).

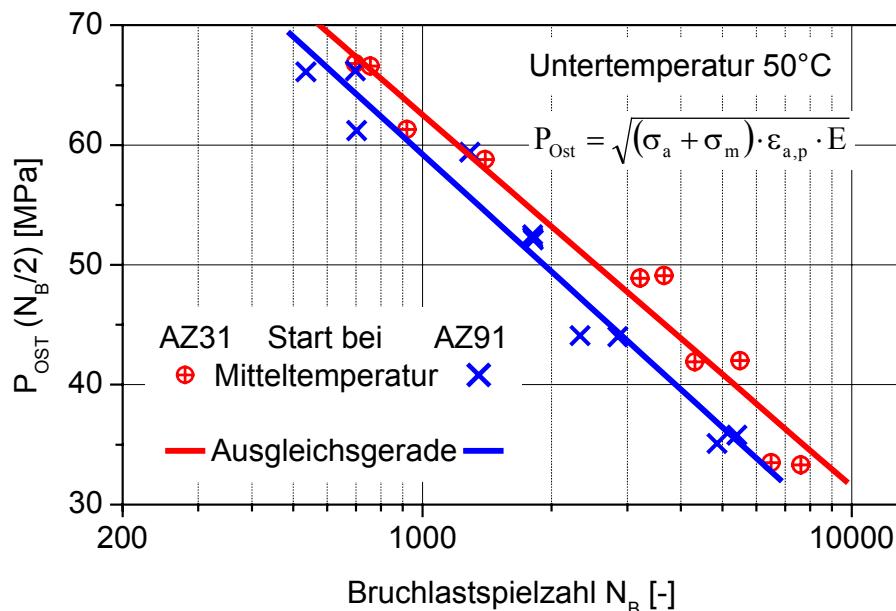


Abbildung 6.56: Bruchlastspielzahlen bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit 50°C Untertemperatur als Funktion des Schädigungsparameters nach Ostergren (P_{Ost}) bei halber Bruchlastspielzahl.

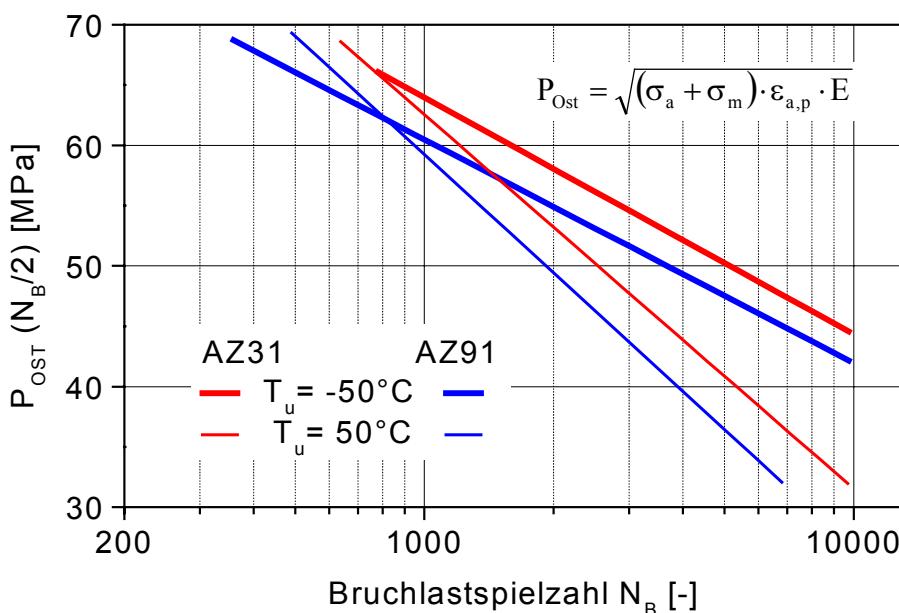


Abbildung 6.57: Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl von dem Schädigungsparameter nach Ostergren (P_{Ost}) bei halber Bruchlastspielzahl unter thermisch-mechanischer Ermüdung.

7 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wird das Ermüdungsverhalten von zwei Magnesiumbasislegierungen unter thermisch-mechanischer out-of-phase Beanspruchung untersucht und diskutiert. Die hierzu durchgeführten Versuche werden unter vollständiger Behinderung der thermischen Ausdehnung durchgeführt, so dass der von der Prüfmaschine aufgeprägte mechanische Totaldehnungsbetrag der thermischen Dehnung der Probe entspricht. Die Temperaturschwingbreite der Versuche liegt zwischen 150 und 240°C, bei Untertemperaturen von –50 bzw. 50°C. Als Versuchswerkstoffe dienen zwei technisch interessante Magnesiumlegierungen mit ausgeprägt unterschiedlichen Eigenschaften. Dabei handelt es sich um die durch Warmwalzen stark texturierte Knetlegierung AZ31 und die Gusslegierung AZ91, mit einer für die Verarbeitung im Vakuum-Druckguss typischen Mikrostruktur.

In Ergänzung dieser Versuche wird das Verhalten der Versuchswerkstoffe unter quasistatischer Zug- und Druckbeanspruchung, sowie das Relaxationsverhalten unter Zug- bzw. Druckbeanspruchung, über den gesamten Temperaturbereich der thermisch mechanischen Ermüdungsversuche untersucht.

Die Untersuchungen führten zu folgenden Ergebnissen:

- Bereits die bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung im ersten Lastwechsel auftretenden Nennspannungen weichen von den bei entsprechender Temperatur in quasistatischen Versuchen für die gleiche plastische Dehnung gemessenen Werten ab. Quasistatische, isotherme Belastung wird von Mechanismen bestimmt, die für bestimmte Temperaturbereiche und Verformungszustände charakteristisch sind. Demgegenüber verursachen Wechselwirkungen zwischen verschiedenen Verformungs-, Erholungs- und Rekristallisationsprozessen, die bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung temperaturabhängig gestaffelt ablaufen, die beobachteten Abweichungen.
- Die durch Zwillingsbildung verursachte Verformungsasymmetrie tritt an texturiertem AZ31 auch unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung auf. Bei Umkehr der Belastungsrichtung ist sie unter bestimmten Bedingungen weitgehend reversibel. Die Höhe der plastischen Verformung der α -Mischkristalle von AZ91 ist unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung aufgrund der „abschirmenden“ Wirkung der aluminiumübersättigten Korngrenzenphase geringer, als an AZ31. Deshalb werden an AZ91 nur relativ wenige Verformungszwillinge und kaum auf kristallographisches Gleiten zurückzuführende Ätzfiguren beobachtet.
- Die thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung führt bereits bei Obertemperaturen von 100°C zu Rekristallisationsvorgängen. An AZ31 betrifft die Rekristallisation bevorzugt verzwillingte Bereiche mit entsprechend hoher Versetzungsichte, bei AZ91 rekristallisiert zunächst die aluminiumübersättigte Korngrenzenphase.

- Bis zu einer Obertemperatur von 225°C wird die Bildung von Ausscheidungen der γ -Phase ($Mg_{17}Al_{12}$) beobachtet. Bei geringeren Obertemperaturen beschränkt sich diese auf die Korgrenzen, bei höheren Temperaturen entstehen diskontinuierliche Ausscheidungen, entsprechend einer eutektoiden Reaktion. Obertemperaturen ab 250°C führen bei AZ31 zu einer Auflösung etwa vorhandener Ausscheidungen, bei AZ91 darüber hinaus zu einer allmählichen Einformung der $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase des entarteten Eutektikums des Gussgefüges.
- Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung der texturierten Knetlegierung AZ31 führt bei Obertemperaturen ab 175°C zu deutlichen Veränderungen der Ausgangstextur. Einerseits findet das bekannte, unter Druckbeanspruchung zu erwartende Umklappen des Ausgangsgefüges in Zwillingsposition statt, das zur Abschwächung der Ausgangstextur führt. Darüber hinaus wird eine Verschärfung der Ausgangstextur beobachtet, die auf wiederholte Rekristallisation mit nachfolgender Zwillingsbildung unter in Walzrichtung angreifender Zugbeanspruchung zurückzuführen ist.
- Die im Ausgangszustand mit regelloser Kristallorientierung vorliegende Gusslegierung AZ91 lässt nach thermisch-mechanischer Ermüdung mit Obertemperaturen ab 225°C eine doppelte Fasertextur der Basalebenen erkennen, die durch sowohl unter Zug- als auch unter Druckbeanspruchung ablaufende Zwillingsbildung verursacht wird.
- Durch röntgenographische Eigenspannungsmessungen werden homogene Mikro-eigenspannungen von über 80 MPa nachgewiesen. Die Mikroeigenspannungen werden in AZ31 von thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung in charakteristischer Weise verändert, in AZ91 jedoch kaum beeinflusst. Ursächlich hierfür ist die abschirmende Wirkung der aluminiumübersättigten Korgrenzenphase von AZ91, welche die α -Mischkristalle geringere plastische Verformung erfahren lässt. Die Veränderungen der durch Messung der Interferenzlinien-Halbwertsbreiten charakterisierten heterogenen Mikro-eigenspannungen spiegeln die während der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung auftretenden Verformungs-, Erholungs- und Rekristallisations- sowie Ausscheidungsprozesse wieder.
- Unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung vollzieht sich die Rissbildung bei AZ31 bevorzugt im Bereich von Zwillingsbändern. Die Rissausbreitung erfolgt bis zu einer Obertemperatur von 225°C vorwiegend normalspannungsgesteuert, quer zur Beanspruchungsrichtung. Aufgrund der Aktivität des pyramidalen c+a-Gleitsystems erfolgen Rissbildung und Rissausbreitung bei höherer Obertemperatur schubspannungsgesteuert in verzwilligten Bereichen, wobei die Risse unter einem Winkel von ca. 30° zur Belastungsrichtung auftreten.
- An AZ91 erfolgt die Rissbildung bei thermisch-mechanischer Ermüdung mit niedrigeren Obertemperaturen im Bereich von Spannungsüberhöhungen wie Drehriefen und oberflächennahen Lunkern. Mikrostrukturell kurze Risse wachsen fast ausschließlich normal-

spannungsgesteuert, in den aluminiumübersättigten Korngrenzbereichen. Kurze Risse kommen bei dem Übergang auf die primär erstarrten Mg-Mischkristalle oftmals zum Stillstand, ansonsten erfolgt die Rissausbreitung gemischt. Generell vollzieht sich die Makrorissausbreitung an AZ91 mit höherer Geschwindigkeit, als an AZ31. Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung mit Obertemperaturen ab 250°C bewirkt eine nahezu gleichmäßig über die Probenmessstrecke verteilte Rissbildung an Lunkern und Mg₁₇Al₁₂-Ausscheidungen, die zu einer globalen Gefügeauflockerung führt. Die Makrorissausbreitung erfolgt dann unter Koaleszenz dieser Risse, überwiegend interkristallin.

- Die Abhängigkeit der Lebensdauer von der thermisch-mechanischen Ermüdungsbeanspruchung kann bei einer Untertemperatur von -50°C bis zu einer Obertemperatur von 190°C sowohl durch die Temperaturschwingbreite, als auch durch die plastische (Coffin-Manson-Beziehung) und die elastische Dehnungsamplitude (Basquin-Beziehung) dargestellt werden. Für gleiche Werkstoffe und Obertemperaturen ergeben sich, unabhängig von der Variation der Anfangsbedingungen, einheitliche Bruchlastspielzahlen.
- Für Beanspruchungen mit 50°C Untertemperatur treten für beide Werkstoffe unterschiedliche Mechanismen von Rissbildung und Rissausbreitung in Erscheinung. Die mit oberhalb von ca. 225°C einsetzenden, zusätzlichen Gleitsysteme bewirken deutlich nachlassende elastische Spannungsamplituden. Deshalb lässt sich die Lebensdauer bei Temperaturen oberhalb von 250°C weder durch die Basquin-Beziehung, noch durch den Schädigungsparameter P_{SWT} darstellen. Da bei AZ31 mit 250°C Obertemperatur der dominierende Mechanismus der Rissbildung und Rissausbreitung wechselt, gelingt die Darstellung der Lebensdauern anhand der Obertemperatur nur mittels zweier Geraden. Optimal geeignet ist der Schädigungsparameter nach Ostergren, der die Lebensdauern beider Werkstoffe für einheitliche Untertemperaturen über dem Logarithmus der Bruchlastspielzahl in Form paralleler Geraden wiedergibt.
- Unter quasistatischer Zug- bzw. Druckbelastung wird in Abhängigkeit von der Temperatur unterschiedliches Verformungsverhalten beobachtet: Die einem stark texturierten, gewalzten AZ31-Blech entnommenen Proben zeigen unter in Walzrichtung angreifender Druckbelastung die bekannte Zwillingsbildung. Bis zu einer Versuchstemperatur von 150°C verzwillingen hierbei kollektiv mehrere benachbarte Kristallite, wobei diese Prozesse in den Nennspannung-Totaldehnung- bzw. Nennspannung-Zeit-Verläufen charakteristische Spannungsschwankungen verursachen. Diese lassen neben der Größenordnung des Volumens der verzwillingen Bereiche auf Mikroeigenspannungsbildung, auf Relaxations- und Kriechprozesse schließen, die sich durch einfache Feder-Dämpfer-Modelle interpretieren lassen. Unter in Walzrichtung angreifender Zugbelastung erfolgt dagegen keine kollektive Zwillingsbildung, wodurch die 0,2%-Dehngrenze im Temperaturbereich von -50 bis 50°C den Betrag der 0,2%-Quetschgrenze um mehr als

50% übersteigt. Aufgrund verbesserter Möglichkeiten zu kristallographischem Gleiten haben sich die Verformungswiderstände unter Zug- und Druckbeanspruchung bei einer Temperatur von 150°C weitgehend angeglichen.

- Die gegossenen AZ91-Proben zeigen aufgrund der Richtungsabhängigkeit der Zwillingsbildung trotz ihrer statistisch regellosen Kristallorientierung ebenfalls richtungsabhängiges, quasistatisches Verformungsverhalten. Die Zwillingsbildung setzt bei Raumtemperatur unter Zugbeanspruchung bei kleineren Nennspannungsbeträgen ein, als unter Druckbeanspruchung. Gleichzeitig treten unter Druckbeanspruchung höhere Anteile an Zwillingsverformung auf. Bei höheren Totaldehnungsbeträgen wird das Verfestigungsverhalten aufgrund der durch die Zwillingsbildung veränderten Mikrostruktur deutlich beeinflusst. Bei Temperaturen von etwa 200°C liegen auch bei AZ91 nahezu identische Beträge der 0,2%-Dehn- und 0,2%-Quetschgrenze vor.
- Das Relaxationsverhalten der untersuchten Magnesiumwerkstoffe hängt stark von der Temperatur, besonders im Temperaturbereichen zwischen Raumtemperatur und 150°C auch von der Textur und der vorangegangenen Beanspruchung ab. Die aus den Versuchen ermittelten Aktivierungsenergien deuten bei 290°C und hohen Druckspannungen auf Versetzungsklettern hin, ansonsten bestimmt die Korngrenzen- und die Versetzungskern-diffusion den Relaxationsprozess. Für 50%-igen Nennspannungsabbau im Temperaturbereich von 150 bis 290°C liegen die entsprechenden Aktivierungsenergien zwischen 0,72 und 0,75 eV. Bei darunter liegenden Temperaturen bzw. geringerem Nennspannungsabbau führt die Relaxation unterschiedlicher Mikroeigenspannungszustände zu scheinbar geringeren Aktivierungsenergien. Die kleinsten scheinbaren Aktivierungsenergien wurden hierbei an praktisch zwillingsfreiem Gefüge beobachtet, da die Relaxation derartiger Mikroeigenspannungszustände die geringste Auswirkung auf die Nennspannungen zeigt. Ein bedeutender Einfluss der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe auf das Relaxationsverhalten konnte nicht festgestellt werden.

8 Literaturverzeichnis

- 1 **Riehemann, W.**: Innere Reibung in Magnesium und Magnesiumlegierungen. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 267 - 276 und S. 282 - 283
- 2 **Kammer, C.**: Eigenschaften von reinem Magnesium. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 77 - 97
- 3 **Tenckhoff, E.**: Verformungsmechanismen, Textur und Anisotropie in Zirkonium und Zircaloy, Metallkundlich-Technische Reihe 5, Gebr. Bornträger Berlin (1980)
- 4 **Neite, G.; Kubota, K.; Higashi, K.; Hehmann, F.**: Magnesium Based Alloys. Structure and Properties of nonferrous Alloys (Ed.: Matucha, K.H.), VCH Weinheim (1996) S. 115 - 212
- 5 **von Buch, F.**: Hochtemperatureigenschaften von Magnesium und Magnesiumlegierungen. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 236 - 258
- 6 **Doege, E., Janssen, S., Elend, I.-E.**: Grundlagen zum Umformverhalten von Magnesium. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 357 - 359
- 7 **Gottstein, G.**: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer Verlag Berlin (2001)
- 8 **Noster, U.**: Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasi-statischen Beanspruchungen im Temperaturbereich 20°C - 300°C, Diss. Universität Kassel (2003)
- 9 **Schmidt, W.**: Kristallstruktur und praktische Werkstoffgestaltung am Beispiel des Elektronmetalls, Zeitschrift für Metallkunde 25 (1933) S. 229 - 236
- 10 **Boehme, G.**: Über die hexagonale Struktur des Magnesiums und ihre Bedeutung für die mechanische Technologie und konstruktive Verwendung des Elektron-Metalls, Diss. Technische Hochschule von Hannover (1934)
- 11 **Agnew, S.R., Duygulu, O.**: A Mechanistic Understanding of the Formability of Magnesium: Examining the Role of Temperature on the Deformation Mechanisms. Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 177 - 188
- 12 **Bürgel, R.**: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Vieweg Verlagsgesellschaft Braunschweig (2001) S. 96 - 97
- 13 **Frost, H.J., Ashby, M.F.**: Deformation-Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford, (1982)
- 14 **Guldberg, S.**: Orientation Relationship in Mg-Mg₁₇Al₁₂-Eutectic. Magnesium Alloys and their Applications, (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 137 - 142
- 15 **Agnew, S.R., Yoo, M.H., Tomé, C.N.**: Application of texture simulation to understanding mechanical behaviour of Mg and solid solution alloys containing Li or Y. Acta Materialia 49 (2001) S. 4277 - 4289
- 16 **Ghargouri, M.A., Tomé, C.N., Root, J.**: Effect of Texture on Internal Strains in Mg-7,7%Al. Proc. of the 12th International Conference on Textures of Materials. S. 677 - 682

- 17 **Kaiser, F., Letzig, D., Bohlen, A., Styczynski, A., Hartig, Ch., Kainer, K.U.:** Anisotropic Properties of Magnesium Sheet AZ31. Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 315 - 320
- 18 **Barnett, M.R.:** Recrystallisation During and Following Hot Working of Magnesium Alloy AZ31. Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 503 - 508
- 19 **Wassermann, G., Grewen, J.:** Texturen metallischer Werkstoffe, Springer-Verlag (1962)
- 20 **Pyzalla, A., Brodmann, M., Lee, P.L., Haeffner, D.:** Microstructure, Texture and Residual Microstrains in MgAl8Zn Deformed at very high Strain Rates. Magnesium Alloys and their Applications, (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 125 - 130
- 21 **Avedesian, M.** (Ed.): ASM Speciality Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys The Materials Information Society, Materials Park (1995)
- 22 Primary Magnesium Shipments in Metric Tons, International Magnesium Association (IMA) Report (2002); www.intlimg.org
- 23 **Siedersleben, M.:** Vakuum-Druckguß von Magnesiumlegierungen für hochbelastete Bauteile. Magnesium Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale. Kainer, K.U. (Hrsg.). Wiley-VCH Weinheim (2000) S. 48 - 58
- 24 **Bonollo, F., Rosso, M.:** Critical Review of New Diecasting Processes. Proc. High Tech Diecasting, Associatione Italiana di Metallurgia, Milano (2002) S. 197 - 216
- 25 **Reed-Hill, R.E.:** Role of Deformation Twinning in Determining the Mechanical Properties of Metals. Physical Metallurgy Principles, Litton Educational Publishing (1973) S. 285 - 311
- 26 **Jägg, S., Zinn, W., Scholtes, B.:** Zum Wechselverformungsverhalten der Magnesiumbasislegierung AZ31. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 30 (1999) S. 65 - 71
- 27 **Noster, U., Scholtes, B.:** Schwingfestigkeit von AZ31 und AZ91 in Abhängigkeit von der Einsatztemperatur. Metall 55 (2001) S. 112 - 116
- 28 **Wagner, L., Hilpert, M., Wendt, J., Küster, B.:** On Methods Improving the Fatigue Performance of Wrought Magnesium Alloys AZ31 and AZ80. Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 93 - 102
- 29 **Schemme, K.:** Strangpressen von Magnesium, Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 433 - 448
- 30 **Becker, J., Fischer, G.:** Herstellung und Leistungspotential von stranggepressten und geschmiedeten Magnesiumprodukten, in: Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale, Hrsg. Kainer, K.U., Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 95 - 110
- 31 **Kammer, C.:** Aufbau von Magnesiumlegierungen. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf, (2000) S. 155 - 192
- 32 **Friedrich, H., Schuhmann, S.:** Strategies for overcoming technological barriers to the increased use of magnesium in cars. Trans. Instn Min Metall. (Sect. C: Mineral Process. Extr. Metall.), 111, (2002) S. 65 - 71

- 33 **Kammer, C.**: Normung der Magnesiumlegierungen. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf, (2000) S. 141 - 154
- 34 **Ando, S., Tanaka, M., Tonda, H.**: Pyramidal Slip in Magnesium Alloy Single Crystals, Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 87 - 92
- 35 **Tartaglia, J.M., Grebetz, J.C.**: Observations of intermetallic particle and inclusion distribution in magnesium alloys. Magnesium-Technology 2000, TMS 200, S. 113 - 121
- 36 **Berger, C.**: Magnesium – Werkstoffliche Grundlagen und spezifische Eigenschaften. DVM-Bericht 801 Magnesium-Bauteilfestigkeit. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (2003) S. 27 - 49
- 37 **von Buch, F., Mordike, B.L.**: Hochtemperatureigenschaften von Magnesiumlegierungen, in: Magnesium - Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale. Hrsg. Kainer, K.U., Wiley-VCH Verlag, Weinheim (2000) S. 111 - 136
- 38 **Na, Y.G., Yim, C. D., Park, S.C., Shin, K.S.**: Effect of Applied Stress on Precipitation Behavior in AZ91D Magnesium Alloy, Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 285 - 290
- 39 **Westengen, H., Bakke, P.**: Magnesium Die Casting Alloys for Use in Applications Exposed to Elevated Temperatures: Can they Compete with Aluminum? Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 35 - 40
- 40 **Liang, P., Su, H.-L., Donnadieu, P., Harmelin, M.G., Quivy, A., Ochin, P., Effenberg, G., Seifert, H.J., Lukas, H.L., Aldinger, F.**: Experimental Investigation and Thermodynamic Calculation of the Central Part of the Al-Mg Phase Diagram. Zeitschrift für Metallkunde 89 (8) (1998) S. 536 - 540 in [42]
- 41 **Massalski, T.B.**, (eds.): Binary Alloy Phase Diagrams. 2nd ed., vol. 1-3, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) in [42]
- 42 **Schmidt Fetzner, R.**: Phasendiagramme von Magnesiumlegierungen. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 107 - 139
- 43 **Schuhmann, H., Oettel, H.**: Metallographie, Wiley-VCH, Weinheim (2005)
- 44 **Beck, A.**: Magnesium und seine Legierungen, Springer, Berlin (1939 / 2001)
- 45 **Emerly, E.F.**: Principles of Magnesium Technology, Pergamon Press, Oxford (1966)
- 46 **Pisch, A.**: Scheil-Erstarrung von Magnesium-Druckgusslegierungen, Magnesium-Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 477 - 484
- 47 **Sumitomo, T., Cáceres, C.H., Veidt, M.**: The elastic modulus of cast Mg-Al-Zn alloys. Journal of Light Metals 2 (2002) S. 49 - 56
- 48 **Dunlop, G.L. et. al.**: Microstructure and Properties of Magnesium Die Castings. Proc. 55th Meeting of the IMA, Colorado, (1998) S.68 - 73. (in Magnesium-Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000))

- 49 **Schindelbacher, G., Rösch, R.**: Mechanical Properties of Magnesium die casting alloys at elevated temperatures and microstructure in dependence of wall thickness. Proc. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt (1998) S. 247 - 258
- 50 **King, J.F.**: Development of Practical High Temperature Magnesium Casting Alloys, Proc. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 14 - 22
- 51 International Magnesium Association in [5]
- 52 **Dargusch, M.S., Dunlop, G.L., Pettersen, K.**: Elevated Temperature Creep and Microstructure of Die Cast Mg-Al Alloys. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt (1998), S. 277 - 282
- 53 **Agnew, S.R., Viswanathan, S., Payzant, E.A., Han, Q., Liu, K.C., Kenik, E.A.**: Tensile and Compressive Creep Behavior of Magnesium Die Casting Alloys Containing Aluminum, Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 687 - 692
- 54 **Watzinger, B., Weidinger, P., Breutinger, F., Blum, W.**: Creep and Stress Relaxation of Commercial Cast Magnesium-Aluminium-Base Alloys. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Mordike, B.L., Kainer, K.U.), Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt (1998) S. 259 - 264
- 55 DIN 9715, Ausgabe: 1982-08, Halbzeug aus Magnesium-Knetlegierungen; Eigenschaften. Beuth-Verlag Berlin
- 56 **Sohn, K.Y., Kang, M.C., Kim, K.H.**: The Effect of Heat Treatment and Orientation on the Mechanical Behavior of Extruded Mg-Al-Zn Alloy. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 135 - 140
- 57 DIN 1729, Blatt 2, Ausgabe: 1973-07, Magnesiumlegierungen. Beuth-Verlag Berlin
- 58 DIN EN 1753, Ausgabe: 1997-08, Magnesium und Magnesiumlegierungen - Blockmetalle und Gußstücke aus Magnesiumlegierungen. Beuth-Verlag Berlin
- 59 **Kaufmann, H., Uggowitzer, P.J.**: The Fundamentals of the New Rheocasting Process for Magnesium Alloys. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 533 - 539
- 60 **Mabuchi, M., Yamada, Y., Shimojiima, K., Wen, C.E., Chino, Y., Nakamura, M., Asahina, T., Iwasaki, H., Aizawa, T., Higashi, K.**: The Grain Size Dependence of Strength in the Extruded AZ91 Mg Alloy. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 280 - 284
- 61 **Fujii, T., Fuyama, N., Masuda, C.**: Fatigue Fracture Mechanisms for Caliber Rolled AZ91D Magnesium Alloys. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 109 - 114
- 62 **Schick, E., Renger, D., Wagner, I.**: Gefüge von Magnesiumlegierungen in Abhängigkeit von Herstellung und Behandlung. Praktische Metallographie 37 (2000) S. 435 - 451

- 63 **Ono, N., Nakamura, K., Miura, S.**: Influence of Grain Boundaries on Plastic Deformation in Pure Mg and AZ31 Mg Alloy Polycrystals. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 195 - 200
- 64 **Nussbaum, G., Sainfort, P., Regazzoni, G., Gjestland, H.**: Strengthening Mechanisms in the Rapidly Solidified AZ91 Magnesium Alloy. Scripta Metallurgica 23 (1989) S. 1079 - 1084
- 65 **Aune, T.K., Westengen, H., Albright, D.**: High Performance Die Castings - Utilizing Magnesium's Properties. Magnesium Alloys and their Applications (2000) S. 540 - 547
- 66 **Doege, E., Janssen, S., Elend, I.-E.**: Relevante Kennwerte von Magnesiumknetlegierungen für die Umformtechnik. Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf (2000) S. 359 - 400
- 67 **Ogarevic, V.V., Stephens, R.I.**: Fatigue of Magnesium Alloys. Annual Review of Materials Science, Huggins, R.A., Giordmaine J.A.; Wachtman, J.B. (Ed.) 20 (1990) S. 141 - 177
- 68 **Radaj, D.**: Ermüdungsfestigkeit. Springer-Verlag Berlin (1995) S. 51, nach Juvinall, R.C.: Engineering considerations of stress, strain and strength. McGraw-Hill, New York (1966)
- 69 **Mayer, H., Papakyriacou, M., Zettl, B., Stanzl-Tschegg, S.E.**: Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys. International Journal of Fatigue 25 (2003) S. 245 - 256
- 70 **Eisenmeier, G., Mughrabi, H., Holzwarth, B., Höppel, H.W., Ding, H.Z.**: Ermüdungslaufzeit der Magnesium-Gußlegierung AZ91. DFG-Kolloquium 2000 „Lebensdauervorhersage“, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (2000) S. 153 - 164
- 71 **Kammer, C.**: Mechanische Eigenschaften (von Magnesiumlegierungen). Magnesium Taschenbuch, (Ed.: Aluminium-Zentrale Düsseldorf), Aluminium-Verlag Düsseldorf, (2000) S. 207 - 236
- 72 **Mayer, H., Lipowski, H., Papakyriacou, M., Rösch, R., Zettl, B., Stanzl-Tschegg, S.**: Fatigue Properties of High Pressure Die Cast Magnesium Alloys at High Numbers of Cycles. Proc. of the 7th International Fatigue Congress, Bejing (1999) S. 2055 - 2064
- 73 **Bathias, C., Drouillac, L., Le François, P.**: How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote. International Journal of Fatigue 23 (2001) S. 143 - 151
- 74 **Sonsino, C.M., Dieterich, K., Wenk, L., Till, A.**: Fatigue Design with Cast Magnesium Alloys. Proc. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 304 - 311
- 75 **Mayer, H., Lipowski, H., Papakyriacou, M., Rösch, R., Stich, A., Stanzl-Tschegg, S.**: Application of ultrasound for fatigue testing of lightweight alloys. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 22 (1999) S. 591 - 599
- 76 **Matthaes, K.**: Dynamische Festigkeitseigenschaften einiger Leichtmetalle. Zeitschrift für Metallkunde 31 (1932) S. 176 - 180
- 77 **Sonsino, C.M., Zenner, H., Kotte, K.L.**: Einflussgrößen auf die Betriebsfestigkeit von Magnesiumgusslegierungen. DVM-Bericht 801 Magnesium-Bauteilfestigkeit. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (2003) S. 75 - 87

- 78 **Macherauch, E.**: Praktikum in Werkstoffkunde. Vieweg, Braunschweig (1992) S. 264
- 79 **Renner, F., Zenner, H., Kotte, K.L., Sonsino, C.M.**: Zyklisches Verformungsverhalten und Wöhlerlinien von Magnesiumlegierungen. DVM-Bericht 801 Magnesium-Bauteilfestigkeit. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (2003) S. 51 - 74
- 80 **Palmgren, A.**: Die Lebensdauer von Kugellagern. VDI-Zeitschrift 68 (1924) S. 339 - 341
- 81 **Miner, M.A.**: Cumulative Damage in Fatigue. Trans ASME Journal of Applied Mechanics 12 (1945) S. A159 - 164
- 82 **Stanzl-Tschegg, S.E.**: Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 22 (1999) S. 567 - 579
- 83 **Hilpert, M.**: Dauerschwingverhalten von Magnesiumlegierungen: Einfluss von mechanischen Oberflächenbehandlungen und Umgebungsmedien. Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5 Nr. 627, VDI-Verlag Düsseldorf (2001)
- 84 **Eisenmeier, G., Ottmüller, M., Hoeppel, H.W., Mughrabi, H.**: Cyclic Deformation Behaviour and Fatigue Life of the Magnesium Alloy AZ91. Proc. of the 7. International Fatigue Congress (1999) S. 253 - 258
- 85 **Eisenmeier, G., Holzwarth, B., Höppel, H.W., Muhgħrabi, H.**: Cyclic deformation and fatigue behaviour of the magnesium alloy AZ91. Materials Science and Engineering A319 - 321 (2001) S. 578 - 582
- 86 **Hilpert, M., Wagner, L.**: Effect of Mechanical Surface Treatment and Environment on Fatigue of Wrought Magnesium Alloys. Proc. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 463 - 468
- 87 **Gutman, E.M., Eliezer, A., Unigovski, Y., Abramov, E.**: Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys. Proc. of the Second Osaka International Conference on Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 115 - 120
- 88 **Eliezer, A., Gutman, E.M., Abramov, E., Unigovski, Y.**: Corrosion fatigue of die-cast and extruded magnesium alloys. Journal of Light Metals 1 (2001) S. 179 - 186
- 89 **Werdin, S., Kotte, K.L., Sonsino, C.M., Zenner, H.**: Einflussgrößen auf die Betriebsfestigkeit von Magnesiumlegierungen. DVM-Bericht 801 – Magnesium-Bauteilfestigkeit. Deutscher Verband für Materialforschung und –prüfung e.V. (2003) S. 89 - 109
- 90 **Stephens, R.I., Schrader, C.D., Lease, K.B.**: Corrosion Fatigue of AZ91E-T6 Cast Magnesium Alloy in a 3.5 Percent NaCl Aqueous Environment. Journal of Engineering Materials and Technology 117 (1995) S. 293 - 298
- 91 **Zenner, H., Renner, F., Witt, M., Sponheim, K., Heuler, P.**: Vergleich der Schwingfestigkeit von Mg- und Al-Bauteilen. DVM-Bericht 801 - Magnesium-Bauteilfestigkeit. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. (2003) S. 111 - 126
- 92 **Goodenberger, D.L., Stephens, R.I.**: Fatigue of AZ91E-T6 Cast Magnesium Alloy. Journal of Engineering Materials and Technology 115 (1993) S. 391 - 397
- 93 **Eisenmeier, G.**: Dr.-Ing. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg (2001)
- 94 **Spera, D.A.**: What is Thermal Fatigue? Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, (Ed.: Spera, D.A., Mowbray, D. F.), American Society for Testing and Materials (1976) S. 3 - 9

- 95 **Hallstein, R.**: Das Verhalten von Gußeisenwerkstoffen unter isothermer, thermischer und thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung, Diss. Universität Karlsruhe (1999)
- 96 **Schaus, M., Pohl, M.**: Laserinduzierte thermische Ermüdung zur realitätsnahen Werkstoffprüfung. Tagung Gefüge und Bruch, Bochum 1999, Band 1, S. 91 - 102
- 97 **Angarita, L.; Pitz, G.; Lang, K.-H.; Löhe, D.**: Realization of Complex Thermal-mechanical Fatigue by a Two-specimen Testing System. Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371, (Ed.: Sehitoglu, H.; Maier, H.J.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA (2000) S. 304 - 318
- 98 **Löhe, D.**: Thermische Ermüdung. Proc. DVM: Rißbildung und Rißausbreitung unter mehrachsiger mechanischer und thermischer Belastung, DVM, Berlin (1993) S. 33 - 48
- 99 **Bürgel, R.**: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Vieweg, Braunschweig (2001)
- 100 **Gutzeit, V., Hoven, H., Linke, J., Rödig, M.**: Untersuchung der Materialschädigung an Komponenten zukünftiger Fusionsreaktoren, Praktische Metallographie 35, Carl Hanser Verlag, München (1998) S. 136 - 147
- 101 **Yuen, J., Walter, R.**: Thermal Shock and Thermal Fatigue Testing, Journal of testing and evaluation, American Society for Testing and Materials, 19,5 (1991) S. 403 - 407
- 102 **Fantini, V., Serri, L., Bianchi, P.**: Laser Thermal Shock and Fatigue Testing System, Lasers in Material Processing, Munich 1997, Proc. of the International Society for Optical Engineering, SPIE proceedings series 3097, (1997) S. 538 - 545
- 103 **Glenny et. al.**: A Technique for Thermal Shock and Thermal Fatigue Testing Based on the Use of Fluidized Solids. J. Inst. of Metals 87 (1958) S. 294 - 302
- 104 **Pszonka, A., Ziaja, J.**: Strukturelle Aspekte der Wärmeermüdung im Tieftemperaturbereich des Zinks, Metall 35, 3, (1981) S. 227 - 231
- 105 **Benedyk, J.C., Moracz, D.J., Wallace, F.J.**: Thermal Fatigue Behavior of Die Materials for Aluminum Die Casting, Transactions, Sixth SDCE International Die Casting Congress, Cleveland, Ohio, November 16-19 (1970)
- 106 **Guha, A.**: A Thermal Cycling Test to Evaluate Mold Materials for Copper Alloy Permanent-Mold Casting, CANMET, International Workshop on permanent-mold casting of copper base alloys, Ottawa, Canada, Oct. 21-23 (1998) S. 147 - 159
- 107 **Robertson, C., Fivel, M.C., Fissolo, A.**: Dislocation substructure in 316L stainless steel under thermal fatigue up to 650 K, Materials Science and Engineering A315 (2001) S. 47 - 57
- 108 **Pitz, G.**: Ermüdungsverhalten metallischer Hochtemperaturwerkstoffe unter komplexer thermisch-mechanischer Beanspruchung. Diss. Universität Karlsruhe (1997)
- 109 **Nicholas, T.; Heil, M.L.; Haritos, G.K.**: Predicting Crack Growth Under Thermo-Mechanical Cycling. Int. J Fact (1989) 41, S. 157 - 176
- 110 **Bressers, J.; Timm, J.; Williams, S.; Bennett, A.**: Effects of Cycle Type and Coating on the TMF Lives of a Single Crystal Nickel Based Gas Turbine Blade Alloy. Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of Materials: 2nd Volume ASTM STP 1263, (Ed.: Verrilli, M.J.; Castelli, M.G.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995) S. 56 - 67

- 111 **Koster, A.; Fleury, E.; Vasseur, E.; Remy, L.**: Thermal-Mechanical Fatigue Testing. Automation in Fatigue and Fracture: Testing and Analysis, ASTM STP 1231, (Ed.: Amzallag, C.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1994) S. 563 - 580
- 112 **Bernstein, H.L.; Grant, T.S.; McClung, R.C.; Allen, J.M.**: Prediction of Thermal-Mechanical Fatigue Life for Gas Turbine Blades in Electric Power Generation. Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186, (Ed.: Sehitoglu, H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993) S. 212 - 238
- 113 **Castelli, M.G.; Ellis, J.R.**: Improved Techniques for Thermomechanical Testing in Support of Deformation Modeling. Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186, (Ed.: Sehitoglu, H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993) S. 195 - 211
- 114 **Guedou, J.-Y.; Honnorat, Y.**: Thermomechanical Fatigue of Turbo-Engine Blade Superalloys. Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186, (Ed.: Sehitoglu, H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, S. 157 - 175
- 115 **Coffin, L.F.; Wesley, R.P.**: Apparatus for Study of Effects of Cyclic Thermal Stresses on Ductile Metals. Transaction of the ASME 76, American Society of Mechanical Engineers, New York, 1954, S. 923 - 930
- 116 **Hopkins, S.W.**: Low-Cycle Thermal Mechanical Fatigue Testing. Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, (Ed.: Spera, D.A.; Mobway, D.F.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, S. 157 - 169
- 117 **Fissolo, A., Marini, B., Berrada, A., Nais, G., Wident, P.**: Initiation and Growth of Cracks Under Thermal Fatigue Loading For a 316 L Type Steel. Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, (Ed.: Bressers, J.; Rémy,L.) Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1996, S. 67 - 77
- 118 **Wei, W.; Dunfee, W.; Gao, M.; Wei, R.P.**: The Effekt of Environment on the Thermal Fatigue Behavior of Gamma Titanium Aluminide. Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, (Ed.: Bressers, J.; Rémy,L.) Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1996, S. 189 - 198
- 119 **Kalluri, S., Halford, G.R.**: Damage Mechanisms in Bithermal and Thermomechanical Fatigue of Haynes 188. Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186, (Ed.: Sehitoglu, H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993) S. 126 - 143
- 120 **McCarthy, P.R.**: Taking the Test in Thermomechanical Fatigue. Materials World, (1994) 9, S. 468 - 470
- 121 **Obergfell, K.**: Charakterisierung der Mikrostruktur ausgewählter Stähle nach gepulsten Laserrandschichthärtungen. Diss. Universität Karlsruhe (TH), 2000
- 122 **Filacchioni, G.; Petersen, C.; Rézai-Aria, F.; Timm, J.**: A European Round Robin in Thermo-mechanical Fatigue Behavior of a 9% Cr Low Activation Ferrite-Martensite Steel. Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371, (Ed.: Sehitoglu, H.; Maier, H.J.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2000, S. 239 - 256
- 123 **Danzer, R.**: Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen. Gebrüder Borntraeger, Berlin 1988

- 124 **Gell, M.; Leverant, G.R.**: Mechanisms of high-temperature fatigue. Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, (Ed.: Carden, A.E.; Mc Evily, A.J.; Wells, C.H.) American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1973, S. 37 - 67
- 125 **Remy, L.**: Damage Modelling in Thermal Mechanical Fatigue. Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, (Ed.: Branco, M.) Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (1996) S. 399 - 417
- 126 **Manson, S.S.**: Thermal stress and low cycle fatigue. McGraw-Hill Book Company, 1966
- 127 **Taira, S.**: Relationship Between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperatures. Fatigue at elevated Temperatures, ASTM STP 520, (Ed.: Carden, A.E.; Mc Evily, A.J.; Wells, C.H.), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1973) S. 80 - 101
- 128 **Malpertu, J.L.; Remy, L.**: Influence of Test Parameters on the Thermal-Mechanical Fatigue Behavior of a Superalloy. Metallurgical Transactions A (1990) 21A, S. 389 - 399
- 129 **Maier, H.J.**: Ermüdungsverhalten bei hoher und variierender Temperatur. Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, (Ed.: Christ, H.-J.), Werkstoff-Informationsgesellschaft Frankfurt (1998) S. 175 - 191
- 130 **Skelton, R.P.; Webster, G.A.; de Mestral, B.; Wang, C.-Y.**: Modelling Thermo-mechanical Fatigue Hysteresis Loops from Isothermal Cyclic Data. Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371, (Ed.: Sehitoglu, H.; Maier, H.J.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA (2000) S. 69 - 84
- 131 **Basquin, O.H.**: The Exponential Law of Endurance Tests. Proc. ASTM 11 (1910) S. 625 - 630
- 132 **Morrow, J.**: Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals. Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity. 67th Meeting of American Society for Testing and Materials, ASTM STP 378 (1964) S. 45 - 87
- 133 **Smith, K.N., Watson, P., Topper, T.H.**: A stress-strain function for the fatigue of metals. Journal of Materials Vol5, No.4 (1970) S. 767 - 778
- 134 **Ostergren, W.J.**: A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low cycle fatigue. J. Testing and Evaluation JTEVA, 4 (1976) 5, S. 11 - 17
- 135 **Flaig, B., Lang, K.-H., Löhe, D. Macherauch, E.**: Thermal-Mechanical Fatigue of the Cast Aluminium Alloy GK-AlSi10Mg wa, Proceed. Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, Petten, Niederlande (1995) S. 361 - 370
- 136 **Jung, A., Maier, H.J., Christ, H.-J.**: Effect of SiC-Reinforcement on Thermo-mechanical Fatigue of a dispersion-Strengthened High-Temperature Aluminum Alloy. Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials: Third Volume, ASTM STP 1371, (Ed.: Sehitoglu, H.; Maier, H.J.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA (2000) S. 167 - 185
- 137 **Qian, L., Wang, Z., Toda, H., Kobayashi, T.**: High temperature low cycle fatigue and thermo-mechanical fatigue of a 6061Al reinforced with SiC_W. Materials Science and Engineering A291 (2000) S. 235 - 245
- 138 **Kwei, L.K., Chawla, K.K.**: Thermal-mechanical fatigue behaviour of alumina fibre/aluminium-lithium composite. Journal of Materials Science 27 (1992) S. 1101 - 1106

- 139 **Carreño-Morelli, E., Urreta, S.E., Schaller, R.**: Int. Conf. on Fatigue of Composites, Ed. Degallaix, S., Bathias, C., Fougères, R., SF2M, Paris (1997), S. 112 in [Chmelík, F.; Lukáč, P.; Kúdela, S.; Kiehn, J.; Mordike, L. B.; Kainer, K.U.: Thermal Fatigue of Metal Matrix Composites, Proc. Magnesium Alloys and their Applications (Ed. Kainer, K.U.), Wiley-VCH, Weinheim (2000) S. 229 - 233]
- 140 **Kiehn, J., Kainer, K.U., Mordike, B.L., Chmelík, F., Lukáč, P.**: Acoustic Emission and Dilatometrie of Thermally Cycled Short Fibre Reinforced Magnesium Alloys. Magnesium Alloys and their Applications (1998) S. 671 - 676
- 141 **Turner, P.A., Tomé, C.N.**: A Study of Residual Stresses in Zircalloy-2 with Rod Texture, Acta metall. mater. Vol. 42, Nr.12 (1994) S. 4143 - 4153
- 142 **Mu Yeh Wu, Wadsworth, J., Sherby, O.D.**: Internal Stress Superplasticity in Anisotropic Polycrystalline Zinc and Uranium, Metallurgical Transactions, Vol. 18A, (3/1987), S. 451 - 462
- 143 **Zhang, P. et al.**: Microstructure and Creep Properties of Die-cast Mg-Al-base Alloys AZ91 and AS21, in: Proc. of the Int. Conf. on "Magnesium Alloys and their Applications" 26.-28.09. 2000, München, S. 716 - 721
- 144 DIN 1729-1, Ausgabe: 1982-08, Magnesiumlegierungen; Knetlegierungen. Beuth-Verlag Berlin
- 145 **Emmenegger, J.**: Innovative Vacuum die casting solutions, Proc. High Tech Diecasting, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano (2002) S. 137 - 147
- 146 **Sannes, S., Westengen, H.**: The Influence of Process Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of Magnesium Die Castings. Magnesium Alloys and their Applications (1998) S. 223 - 228
- 147 **Lang, K.H.**: Vortragsband Werkstoffprüfung 1993, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V. Berlin (1993) S. 261 - 270
- 148 DIN 4768: Ermittlung der Rauhigkeitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektrischen Tastschnitengeräten, Beuth Verlag, Berlin (1990)
- 149 **Hauk, V.**: Structural and residual stress analysis by nondestructive methods, Elsvier, Amsterdam (1997)
- 150 **Eigenmann, B., Macherauch, E.**: Röntgenographische Untersuchungen von Spannungszuständen in Werkstoffen - Teil III, Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 27 (1996) S. 426 - 437
- 151 **Bunge, H.-J.**: Quantitative Texture Analysis, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, (1982), S. 20 - 22
- 152 **Agnew, S.R., Brown, D.W., Vogel, S.C., Holden, T.M.**: In-situ Measurement of Internal Strain Evolution During Deformation Dominated by Mechanical Twinning. Materials Science Forum Vols. 404 - 407 (2002) S. 747 - 754
- 153 **Vöhringer, O.**: Auswirkungen der mechanischen Oberflächenbehandlungen bei thermischer und bei mechanischer Beanspruchung. In: Wohlfahrt, H., Krull, P. (Ed.): Mechanische Oberflächenbehandlungen. Wiley-VCH Weinheim (2000) S. 30 - 53
- 154 **Ohyama, R., Koike, J., Kobayashi, T., Suzuki, M., Maruyama, K.**: Enhanced Grain-Boundary Sliding at Room Temperature in AZ31 Magnesium Alloy. Magnesium Alloys (2003) S. 237 - 242
- 155 **Hornbogen, E.**: Werkstoffe. Springer-Verlag Berlin (1994)

- 156 **Guangyin, W., Qudong, W., Wenjiang, D.**: High temperature deformation behaviour of permanent casting AZ91 alloy with and without Sb addition. *Journal of Material Science* 37 (2002) S. 127 - 132
- 157 **Liang, P., Tarfa, T., Robinson, J.A., Wagner, S., Ochin, P., Harmelin, M.G., Seifert, H.J., Lukas, H.L., Aldinger, F.**: Experimental Investigation and Thermodynamic Calculation of the Al-Mg-Zn System. *Thermochim. Acta* 314 (1998) S. 87 - 110 in [42]
- 158 **Galiyev, A., Kaibyshev, R., Sakai, T.**: Continuous Dynamic Recrystallization in Magnesium Alloy. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 509 - 514
- 159 **Yang, X., Miura, H., Sakai, T.**: Dynamic Nucleation of New Grains in Magnesium Alloy during Hot Deformation. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 515 - 520
- 160 **Scholtes, B.**: Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen. DGM Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel (1991)
- 161 **Cáceres, C.H., Sumitomo, T., Veidt, T.**: Pseudoelastic behaviour of cast magnesium AZ91 alloy under cyclic loading-unloading. *Acta Materialia* 51 (2003). S. 6211 - 6218
- 162 **Ando, S., Tonda, H.**: Fatigue Crack Propagation in Magnesium Single Crystals. Proc. of the 2nd Osaka International Conference on Platform Science and Technology for advanced Magnesium Alloys 2003, Osaka, Japan, 26-30 January, 2003, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Materials Science Forum Vols 419-422, S. 1031 - 1036
- 163 **Reed-Hill, R.E., Robertson, W.D.**: Deformation of Magnesium Single Crystals By Nonbasal Slip. *Journal of Metals, Transactions AIME* (1957) S. 496 - 502
- 164 **Reed-Hill, R.E., Robertson, W.D.**: Pyramidal Slip in Magnesium. *Transactions of The Metallurgical Society of AIME* (1958) S. 256 - 259
- 165 **Hornbogen, E., zum Gahr, K.H.**: Microstructure and Fatigue Crack Growth in a γ -Fe-Ni-Al-alloy. *Acta metall.* 24 (1976) S. 581 - 592 in: Christ, H.-J. (Ed.): Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe. Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH Frankfurt (1998)
- 166 **Herzog, R.**: Auswirkungen bearbeitungsbedingter Randschichteigenschaften auf das Schwingungsrißkorrosionsverhalten von Ck45 und X35CrMo17. Diss. Universität Braunschweig (1997)
- 167 **Suresh, S.**: Fatigue of Materials. Cambridge University Press (2001)

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstofftechnik - Metallische Werkstoffe - der Universität Kassel.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit. Seine Anregungen sowie die zahlreichen Diskussionen mit ihm haben wesentlich zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen. Weiterhin danke ich ihm für sein stetes Interesse am Fortgang der Untersuchungen, für die kritische Durchsicht des Manuskriptes und für die Übernahme des Hauptreferates.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. J. Maier danke ich für sein Interesse an meinen Untersuchungen und für die Übernahme des Korreferates, sowie für die Bereitschaft zur überaus zügigen Erstellung des Gutachtens.

Frau Prof. Dr. rer. nat. A. Brückner-Foit und Herrn Prof. Dr.-Ing. M. Lawerenz danke ich für ihre Mitwirkung als Prüfer.

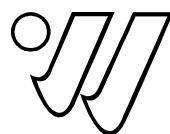
Weiterhin danke ich allen ehemaligen sowie derzeitigen Mitarbeitern des Instituts für ihre Unterstützung und die angenehme Arbeitsatmosphäre. Den Herrn C. Franz und Dipl.-Ing. V.-M. Paul danke ich für ihre Unterstützung bei der Erstellung der Versuchsaufbauten. Herrn Dipl.-Ing. G. Fehrl danke ich für die Bereitstellung von Optokopplern, Schirmungen und Filtern, die alle nur denkbaren elektromagnetischen Störungen von der verwendeten Messtechnik fernhielten. Den Herren Dr.-Ing. U. Noster und M. Rehbaum danke ich für ihre Unterstützung bei der metallographischen Präparation, den Herren Dr.-Ing. J. Gibmeier und Dipl.-Ing. R. Diederich für die Unterstützung am Rasterelektronenmikroskop, Herrn Dr.-Ing. R. Herzog für die chemische Analyse der Versuchswerkstoffe, Herrn Dipl.-Ing. T. Ghwila für die Hilfe bei der Durchführung der Zug- und Druckversuche sowie Herrn Dr.-Ing. W. Zinn für zweckmäßig programmierte Diffraktometer-Steuerungs-Software sowie für wichtige Hinweise zur Interpretation der Eigenspannungszustände. Herrn Dipl.-Ing. K. Timmermann danke ich für die intensive Revision des Manuskripts.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft bin ich für die finanzielle Unterstützung dankbar, die für Teile dieser Arbeit gewährt wurde.

In der Reihe

Forschungsberichte

aus dem



**Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe**

der

**U N I K A S S E L
V E R S I T ' A T**

ist bisher erschienen:

- | | |
|------------------|--|
| Stefan Jägg | Rißspitzennahe Eigenspannungen und Ermüdungsrißausbreitung des Stahls S690QL1 bei unterschiedlichen Beanspruchungsmodi |
| Martin Kornmeier | Analyse von Abschreck- und Verformungseigenspannungen mittels Bohrloch- und Röntgenverfahren |
| Igor Altenberger | Mikrostrukturelle Untersuchungen mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe |
| Gerd Zöltzer | Einfluß von Mikro- und Makroeigenspannungen auf das Deformationsverhalten bauteilähnlicher Proben |
| Ulf Noster | Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasi-statischen Beanspruchungen im Temperaturbereich von 20°C - 300°C |
| Jens Gibmeier | Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen |
| Jujiern Patiphan | Fatigue behavior and residual stress stability of deep-rolled aluminium alloys AA5083 and AA6110 at elevated temperature |