

Schädigung und Lebensdauer von Aluminium-Gusslegierungen für thermisch-mechanisch hochbeanspruchte Motorbauteile

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der Fakultät für Maschinenbau des

Karlsruher Instituts für Technologie

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Ansgar Harnischmacher

aus Tübingen

Tag der mündlichen Prüfung: 10.12.2013

Hauptreferent: Prof. Dr.rer.nat. Alexander Wanner

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Alexander Wanner danke ich für die Ermöglichung und Betreuung der Arbeit und die Übernahme des Hauptreferats sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck für die kritische Durchsicht des Manuskripts und die Übernahme des Korreferats.

Ein ganz besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Karl-Heinz Lang für die immerwährende Unterstützung, Diskussionsbereitschaft und die vielen Ideen, die er durch sein herausragendes Wissen in die Arbeit einbrachte.

Dem Arbeitskreis „Schädigung und Lebensdauer von Aluminium-Gusslegierungen für thermisch-mechanisch hochbeanspruchte Motorbauteile“ der FVV danke ich für die Finanzierung, Betreuung und Diskussionsbereitschaft, ganz besonders erwähnt sei hierbei Herr Dr. Joos, dem ich für sein großes Engagement in der Zeit danke.

Mein weiterer Dank gilt jedem meiner Kollegen, insbesondere Ralf Rössler, Sebastian Höhne, Dietmar Mügge, Marc Brecht, Arndt Hermeneit und meinem langjährigen Bürokollegen Dr. Claudius Wörner sowie Dr. Tobias Strauß.

Des Weiteren danke ich allen Studierenden, die als wissenschaftliche Hilfskräfte oder im Rahmen von Abschlussarbeiten das Gelingen der Arbeit unterstützt haben, namentlich Hanna Wagner, Marcus Korn, Florian Kahl, Daniel Reckinger, Mladen Ivanov, Thomas Maier, Aylin Atik, Christoph Hauschild und Johannes Henschel.

Zuletzt und ganz besonders möchte ich meiner Familie und meiner Freundin Regina danken. Ohne deren Hilfe und Unterstützung hätte diese Arbeit kein Ende und niemals eine brauchbare Orthografie und sinnvolle Syntax gefunden.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Kenntnisstand	3
2.1	Werkstoff	3
2.1.1	Legierungssystem Aluminium-Silizium	3
2.1.2	Wärmebehandlung und Aushärtung	5
2.2	Quasistatisches Verformungsverhalten	8
2.2.1	Einfluss der Wärmebehandlung	9
2.2.2	Einfluss der Temperatur	10
2.2.3	Mathematischer Ansatz zur Beschreibung der Fließkurve	11
2.3	Isothermes Ermüdungsverhalten	12
2.4	Thermisch–mechanisches Ermüdungsverhalten	16
2.5	Mathematische Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens unter thermisch–mechanischer Beanspruchung	21
2.6	Beschreibung der Lebensdauer	23
2.6.1	Beschreibung der Lebensdauer für Einstufenversuche	24
2.6.2	Beschreibung der Lebensdauer unter veränderlichen Beanspruchungen	32
3	Werkstoffe und Probengeometrien	39
3.1	Werkstoffe	39
3.2	Probengeometrien	41
4	Versuchseinrichtung und –durchführung	45
4.1	Zugversuche	45

4.2	Komplexe isotherme LCF-Versuche	46
4.3	TMF-Versuche	46
4.4	TMF–Versuche an gradientenbehafteten Demonstratorproben	50
4.5	Metallografische und fraktografische Untersuchungen	53
4.5.1	Lichtmikroskopische Untersuchungen	53
4.5.2	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen	54
4.6	Härtemessungen	54
5	Isotherme Versuche	55
5.1	Quasistatische Versuche	55
5.1.1	Zugversuche an AISi10Mg T6	56
5.1.2	Zugversuche an AISi10Mg T7	57
5.1.3	Mathematische Beschreibung des Verformungsverhaltens	58
5.1.4	Härteprüfung	60
5.1.5	Metallografische Untersuchungen	60
5.1.6	Diskussion des quasistatischen Werkstoffverhaltens und der metallografischen Untersuchungen	62
5.2	Parameterbestimmung Two-Layer-Viscoplastic Werkstoffmodell	65
6	TMF-Versuche	67
6.1	Bestimmung der technischen Anrisslastspielzahl mittels der Probensteifigkeit	67
6.2	TMF-Versuche an AISi10Mg	68
6.2.1	TMF-Versuche an AISi10Mg mit 10 Vorzyklen und konstanter Haltezeit	68
6.2.2	TMF-Versuche an AISi10Mg mit 100 Vorzyklen und konstanter Haltezeit	70
6.2.3	TMF-Versuche an AISi10Mg mit 10 Vorzyklen und verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus	72
6.2.4	TMF-Versuche an AISi10Mg mit 100 Vorzyklen und verlängerter Haltezeit im ersten Zyklus	74

6.2.5	TMF-Versuche an AlSi10Mg ohne Vorzyklen im Ausgangszustand T6 und vollständig überaltert	75
6.2.6	TMF-Versuche an AlSi10Mg mit 10 Vorzyklen und verringerter Dehnungsamplitude	77
6.3	Vergleichende Betrachtung und Diskussion der TMF–Versuche	78
7	TMF-Versuche an Demonstratorproben	97
7.1	Temperaturgradienten und Temperaturverläufe an Demonstratorproben	97
7.1.1	Temperaturkalibrierung	97
7.1.2	Diskussion der Ergebnisse der Temperaturgradientenmessung und der Temperaturkalibrierung	99
7.2	Ergebnisse der TMF-Versuche an Demonstratorproben	101
7.3	Diskussion der TMF-Versuche an Demonstratorproben	104
8	Simulation und Lebensdauervorhersage	107
8.1	Simulation	107
8.1.1	Werkstoffparameter	107
8.1.2	Eingangsrößen und Randbedingungen der Simulation	107
8.2	Simulation der lokalen Beanspruchungen bei TMF–Versuchen	109
8.3	Lebensdauervorhersage	110
9	Zusammenfassung	119
10	Anhang	123

1 Einleitung

Ziel dieser Arbeit ist es, ein besseres Verständnis der Schädigung in Bauteilen unter thermisch-mechanischer Ermüdung aufzubauen. Hierbei stehen insbesondere der Einfluss bestimmter Wärmebehandlungszustände einer Aluminiumguss-Legierung, die Übertragbarkeit von Versuchsergebnissen auf Bauteile sowie eine Lebensdauerprognose im Mittelpunkt der Untersuchungen. Von Interesse sind die Ergebnisse beispielsweise für Bauteile in Brennraumnähe eines Verbrennungsmotors, welche während des Betriebs komplexe, thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung erfahren. Diese Beanspruchungen entstehen durch die Aufheizung während des Betriebs, die Dehnungsbehinderungen aufgrund thermischer Gradienten und geometrischer Gegebenheiten sowie das Abkühlen nach dem Betrieb. Während des Aufheizevorgangs kommt es an der Brennrauminnenseite zu Druckspannungen, da sich die thermischen Dehnungen aufgrund von Temperaturgradienten und der Geometrie des Bauteils nicht vollständig einstellen können. Diese Druckspannungen verringern sich wiederum durch Plastifizierung und Relaxation während des Betriebs. Infolgedessen können beim anschließenden Abkühlen sehr große Zugspannungen induziert werden. Durch die Wiederholung dieser Vorgänge in jedem Start–Stopp–Zyklus kann diese thermisch–mechanische Beanspruchung zu einer starken Schädigung des Bauteils führen.

In vorangegangenen Arbeiten wurden bereits eine Reihe an Einflüssen auf die Schädigung und Lebensdauer bei TMF-Beanspruchung von AISi10Mg untersucht. Hierbei konnte gezeigt werden, dass die Schädigung bereits in den ersten Zyklen einsetzt. Um das Verständnis der Schädigung in den ersten Zyklen und deren Einfluss auf die Lebensdauer zu verbessern, wurde in der vorliegenden Arbeit der Einfluss der mikrostrukturellen Veränderungen infolge unterschiedlicher Wärmebehandlungen auf

die Schädigung in diesen ersten Zyklen untersucht. Des Weiteren wurde der Einfluss verlängerter Haltezeiten im ersten Zyklus auf die Schädigung und die Lebensdauer ermittelt.

In realen Bauteilen treten Beanspruchungen auf, die außerdem hochgradig inhomogen und in allen Richtungen gradientenbehaftet sind. Um auch solche Bedingungen in den TMF-Versuchen nachbilden zu können, wurde weiterhin eine spezielle Versuchsführung entwickelt und umgesetzt, die auf der Verwendung gradientenbehafteter Demonstratorproben basiert. An diesen Proben konnten somit näherungsweise die realen Beanspruchungen in einem Zylinderkopf erfolgreich nachgebildet werden. Die dafür verwendeten Proben sind gekerbt und wurden während der TMF-Versuche einseitig beheizt und auf der gegenüberliegenden Seite abgekühlt. Somit erfahren diese eine zwar vereinfachte, jedoch vergleichbare Beanspruchung, wie der Ventilsteg eines Zylinderkopfs.

Mittels eines bestehenden Materialmodells wurden die in diesen Demonstratorproben induzierten Beanspruchungen numerisch berechnet. Die dafür benötigten Werkstoffparameter wurden angepasst, um das Verformungsverhalten unter TMF-Beanspruchungen hinreichend gut beschreiben zu können. Mit den hierbei ermittelten lokalen Beanspruchungen wurde eine Lebensdauervorhersage durchgeführt. Dieses Lebensdauermodell wurde dabei so erweitert, dass auch eine Berücksichtigung der Werkstoffalterung in einem begrenzten Maße möglich ist. Schließlich ermöglicht dieses Vorgehen einen Vergleich zwischen der Lebensdauervorhersage und den Versuchsergebnissen.

Die Arbeit entstand im Rahmen des Forschungsvorhabens „Schädigung und Lebensdauer von Aluminium-Gusslegierungen für thermisch-mechanisch hochbeanspruchte Motorbauteile“ der FVV.

2 Kenntnisstand

2.1 Werkstoff

Aluminiumlegierungen werden in den verschiedensten, je nach Anwendungsfall optimierten Zusammensetzungen verwendet. Je nach Verwendungszweck werden aushärtbare oder nicht aushärtbare Aluminiumlegierungen eingesetzt [1]. In Abbildung 2.1 ist eine Übersicht über diese Legierungen zu sehen.

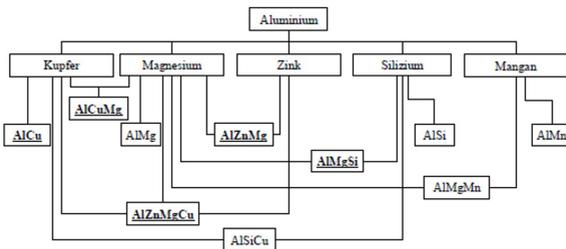


Abbildung 2.1: Übersicht über aushärtbare und nicht aushärtbare Aluminium-Legierungen [1]

2.1.1 Legierungssystem Aluminium-Silizium

Aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften und der guten Gießbarkeit werden für Zylinderköpfe und Kolben aus Aluminium vorwiegend Aluminium-Silizium-Legierungen

verwendet [2]. In dieser Arbeit werden ausschließlich Aluminium-Silizium-Legierungen untersucht, weshalb im Weiteren nur auf diese eingegangen wird. Das binäre Zustandsdiagramm für Aluminium und Silizium ist in Abbildung 2.2 dargestellt [3]. Der eutektische Punkt liegt bei 577 °C und 12,5 Masse-% Si. Die maximale Löslichkeit von Silizium im Aluminiummischkristall (α -Mk) ist 1,65 Masse-% bei 577 °C und nimmt mit sinkender Temperatur ab auf 0,07 Masse-% bei 300 °C [4].

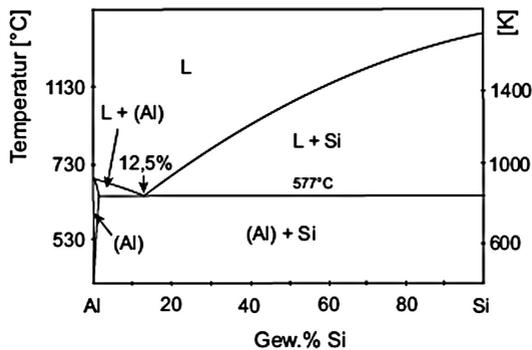


Abbildung 2.2: Binäres Zustandsdiagramm Aluminium-Silizium [3]

Schmelzen mit untereutektischer Zusammensetzung bilden mit sinkender Temperatur zunächst α -Mk in dendritischer Struktur aus. Bei Erreichen der eutektischen Temperatur bilden sich aus der Schmelze α -Mk und Silizium in eutektischer Zusammensetzung [5]. Schmelzen mit übereutektischer Zusammensetzung bilden beim Abkühlen zunächst primäre Siliziumkörner aus und beim Erreichen der eutektischen Temperatur scheiden sich α -Mk und Silizium eutektisch aus der Restschmelze aus [6].

Naheutektische Legierungen zeigen ein gutes Gieß- und Formfüllungsvermögen und neigen daher zu geringer Lunker- und Warmrissbildung [2]. Für die Herstellung von Zylinderköpfen werden meist untereutektische Al-Si-Mg- oder Al-Si-Cu-Legierungen verwendet, [7] in [8]. Gegossene PKW-Kolben aus Aluminiumlegierungen werden hingegen meist aus übereutektischen Legierungen des Systems Al-Si hergestellt, da das primär ausgeschiedene Silizium für eine hohe Verschleißfestigkeit sorgt [6]. Die Ab-

kühlgeschwindigkeit hat einen großen Einfluss auf die Gefügemorphologie. So wird mit wachsender Abkühlrate der Dendritenarmabstand für untereutektische Legierungen kleiner und die eutektische Struktur feiner, was meist zu besseren mechanischen Eigenschaften führt, wie beispielsweise eine höhere Festigkeit bei in etwa gleichbleibender Duktilität [5].

2.1.2 Wärmebehandlung und Aushärtung

Aluminiumlegierungen können auf unterschiedliche Arten Verfestigungen erfahren. Das Legierungssystem Al-Si-Mg kann ähnlich dem System Al-Cu durch eine gezielte Wärmebehandlung ausscheidungsverfestigt werden. Hierfür ist es notwendig, dass ein α -Mk vorliegt, der mit steigender Temperatur eine höhere Löslichkeit für Legierungselemente aufweist. Im ersten Schritt wird bei hoher Temperatur lösungsgeglüht. Um möglichst viele Atome im α -Mk zu lösen und eine möglichst hohe Leerstellenkonzentration zu erhalten, sollte die Temperatur dabei so hoch wie möglich sein. Jedoch darf die eutektische Temperatur nicht überschritten werden, damit ein Aufschmelzen eutektischer Gefügebestandteile vermieden wird. Nach dem Lösungsglühen wird der Werkstoff abgeschreckt, sodass ein mit Legierungselementen und Leerstellen übersättigter α -Mk vorliegt [9]. Anschließend erfolgt die Auslagerung des Werkstoffes. Findet diese bei Temperaturen unter 100 °C statt, spricht man von Kaltauslagern, bei Temperaturen über 100 °C von Warmauslagern.

Prinzipiell sind die Vorgänge bei der Aushärtung des Systems Si-Mg, das für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Werkstoffe relevant ist, vergleichbar mit den Vorgängen bei der Ausscheidungsverfestigung für das Legierungssystem Al-Cu. Diese sind sehr genau untersucht worden und werden hier beispielhaft erläutert. Da ein übersättigter Zustand thermodynamisch nicht stabil ist, bilden sich zunächst monoatomare Schichten der im α -Mk gelösten Legierungselemente. Mit zunehmender Auslagerungszeit vergrößern sich diese Ansammlungen. Sie durchlaufen unterschiedliche Phasen von kleinen, kohärenten, monoatomaren Schichten, so genannten GP-I-Zonen (Guinier-Preston), vergrößern sich zu GP-II-Zonen, werden zu teilkohärenten Ausschei-

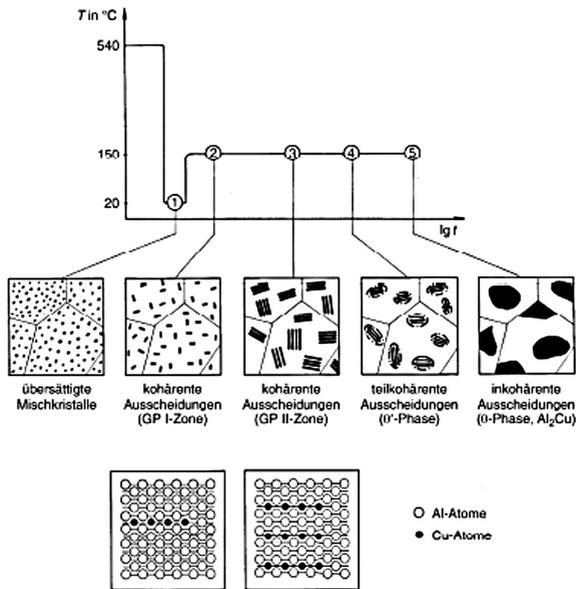


Abbildung 2.3: Schematischer Ablauf des Härteablaufs durch Ausscheidungsverfestigung für Aluminium-Kupfer [1]

ungen (θ' -Phase) und gehen schließlich in inkohärente Ausscheidungen (θ -Phase) über [1]. In Abbildung 2.3 ist dieser Ablauf für das System Aluminium-Kupfer schematisch dargestellt.

Während dieser Entwicklung steigt die Festigkeit mit zunehmender Auslagerungsdauer aufgrund der steigenden Größe der Ausscheidungen an, bis diese inkohärent werden. Der Zustand, bei dem die benötigte Schubspannung einer Versetzung für das Schneiden der Ausscheidung gleich groß ist wie die für das Umgehen benötigte Schubspannung, führt zu der maximal erzielbaren Festigkeit. Anschließend wachsen die Ausscheidungen weiter an. Damit nimmt der Abstand zwischen diesen zu, was zu einer Verringerung der benötigten Schubspannung zum Umgehen dieser Ausscheidung führt. Diesen Vorgang, bei dem die Festigkeit wieder abnimmt, bezeichnet man als Überalterung [1, 2]. Der Widerstand gegen plastische Verformung während der

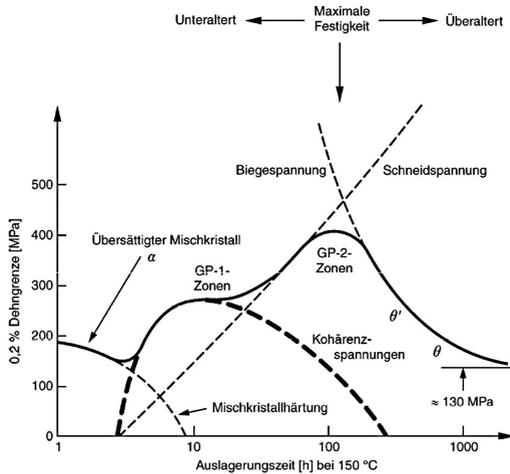


Abbildung 2.4: Widerstand gegen plastische Verformung durch Schneiden und Umgehen von Ausscheidungen in Abhängigkeit der Auslagerungszeit für eine Aluminium-Kupfer-Legierung [10]

Auslagerung ist für eine Aluminium-Kupfer-Legierung beispielhaft in Abbildung 2.4 dargestellt.

Bei der Aushärtung über die Si-Mg-Route bilden sich Si-Mg-Ausscheidungen anstelle der Al-Cu-Ausscheidungen. Die stabile Phase ist dabei die β -Phase (Mg_2Si), die sich bei der Auslagerung über verschiedene Vorstufen ausbildet. Hierbei bilden sich zunächst atomare Ansammlungen von Silizium und Magnesium. In einem weiteren Schritt bilden sich Co-Cluster, welche aus etwa gleichen Anteilen von Silizium und Magnesium bestehen oder einen geringen Magnesiumüberschuss aufweisen. Der Übergang dieser Co-Cluster in die β'' -Phase (auch GP-II-Zone genannt) ist fließend. Anschließend gehen diese in eine β' -Phase über, bevor die stabile β -Phase erreicht wird [11–14]. Die erreichbaren Festigkeiten sind beim Warmauslagern höher als beim Kaltauslagern [15]. Die maximale Festigkeit wird bei Einstellen der β'' -Phase erreicht.

2.2 Quasistatisches Verformungsverhalten

Das quasistatische Verformungsverhalten wird durch viele Parameter beeinflusst. So hängt die Festigkeit von Aluminium-Silizium-Legierungen unter anderem von deren Zusammensetzung, Gefügeausbildung, Wärmebehandlungszustand sowie der Betriebstemperatur ab. Während beispielsweise untereutektische Legierungen mit zunehmendem Siliziumanteil höhere Festigkeiten aufzeigen, nimmt im Gegensatz dazu die Festigkeit für übereutektische Legierungen mit zunehmendem Siliziumanteil von 11 bis 21 Masse-% ab. Einen weiteren wichtigen Einfluss hat das Gießen: Je schneller eine Schmelze abgekühlt wird, desto feiner bildet sich infolge höherer Keimzahlen das Gefüge aus, womit ein kleinerer mittlerer Dendritenarmabstand bei untereutektischen Legierungen einhergeht. Dies führt wiederum zu höheren Festigkeitskennwerten [16]. In der vorliegenden Arbeit ist insbesondere der Einfluss der Temperatur des Warmauslagerns bei der Wärmebehandlung von Interesse.

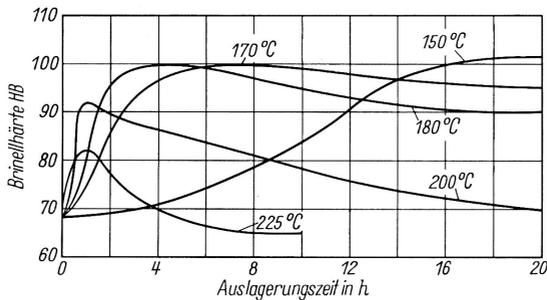


Abbildung 2.5: Härteverlauf einer AlSi10Mg Gusslegierung während des Warmauslagerns bei verschiedenen Temperaturen [4]

2.2.1 Einfluss der Wärmebehandlung

Es gibt viele bekannte und gut untersuchte Einflussgrößen bei der Wärmebehandlung, welche die Festigkeitskennwerte von Aluminiumlegierungen stark beeinflussen [17–19]. Im Folgenden wird ausschließlich auf den Einfluss des Warmauslagerns eingegangen. Die maximal erzielbaren Festigkeiten warmausgelagerter Werkstoffe nehmen mit zunehmender Auslagerungstemperatur ab. Aufgrund höherer Diffusionsgeschwindigkeiten und daher schnellerer Bildung der Ausscheidungen erfolgt die Festigkeitszunahme mit steigender Temperatur schneller und die maximal erreichbare Festigkeit für die entsprechende Auslagerungstemperatur wird früher erreicht [18, 19]. In Abbildung 2.5 ist der Härteverlauf einer AlSi10Mg Gusslegierung, der als Maß für den Verlauf der Festigkeit herangezogen wird, für verschiedene Auslagerungstemperaturen dargestellt. Physikalische Modelle, die den Festigkeitsanstieg bis zur maximalen Festigkeit und den anschließenden Festigkeitsabfall detaillierter beschreiben, finden sich in [20–22]. Die Härte H_B kann nach [23] als Funktion der Auslagerungstemperatur T und -dauer t ausgehend von der Härte H_{B0} zu Auslagerungsbeginn über einen Exponentialansatz folgender Form beschrieben werden

$$H_B(t, T) = H_{BS} + \frac{(H_{B0} - H_{BS}) - e^{A \cdot \ln T + B \cdot \ln t - C}}{1 + e^{A \cdot \ln T + B \cdot \ln t - C}}. \quad (2.1)$$

H_{BS} stellt dabei die Härte des vollständig überalterten Werkstoffzustands dar, A , B und C sind werkstoffabhängige Parameter.

Abbildung 2.6 zeigt den zeitlichen Verlauf der Härte H_B von AlSi10Mg für unterschiedliche Temperaturen ausgehend vom Ausgangszustand T6 sowie die Beschreibung nach Gleichung 2.1 [24]. Dabei sind die schnellere Härteabnahme und die kürzere Inkubationszeit der Härteabnahme mit steigender Temperatur, zu erkennen.

Wird ein kaltverformter Werkstoff geglüht, tritt unterhalb der Rekristallisationstemperatur T_R Erholung auf, oberhalb T_R rekristallisiert der Werkstoff. Bei der Erholung findet diffusionsgesteuertes Umlagern und Abbau von Versetzungen statt, was zu Subkornbildung führen kann. Die Festigkeit nach der Erholung liegt somit oberhalb der von Werkstoffen ohne Vorverformung. Dies ist in Abbildung 2.7b für die Aluminiumlegierung AlMg3 im linken Bildbereich zu erkennen. Bei der Rekristallisation hingegen bilden sich neue

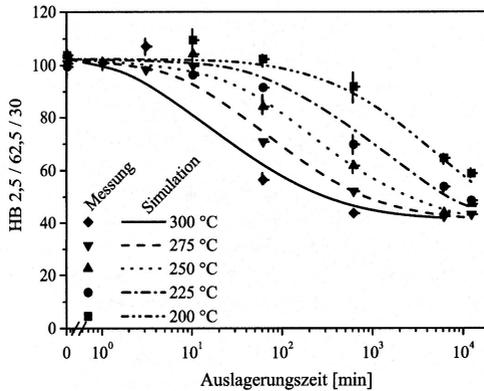


Abbildung 2.6: Härteverlauf einer AlSi10Mg Gusslegierung während des Warmauslagerns bei verschiedenen Temperaturen ausgehend vom vollausgehärteten Zustand T6 [24]

Körner und es sind keine Auswirkungen der Vorverformung mehr zu erkennen. Dies ist in Abbildung 2.7a für die Aluminiumlegierung AlMg3 im rechten Bildbereich zu erkennen. Erholung und Rekristallisation sind dabei abhängig vom Grad der Umformung. So liegen die Festigkeiten stärker umgeformter Werkstoffe im Bereich der Erholung höher als die niedrig umgeformeter Werkstoffe, im Bereich der Rekristallisation aber niedriger [4]. Diese Zusammenhänge sind in Abbildung 2.7b dargestellt.

2.2.2 Einfluss der Temperatur

[25] hat das quasistatische Verformungsverhalten einer AlSi10Mg Legierung im Wärmebehandlungszustand T6 für verschiedene Versuchstemperaturen von 20 °C bis 350 °C untersucht. So nehmen mit steigender Temperatur die Zugfestigkeit sowie der Widerstand gegen plastische Verformung ab und die Bruchdehnung zu. Die Temperaturabhängigkeit dieser Festigkeitskenngrößen ist in Abbildung 2.8 dargestellt.

Thermisch aktivierte Versetzungsbewegung in relevantem Maße findet bei Aluminium-

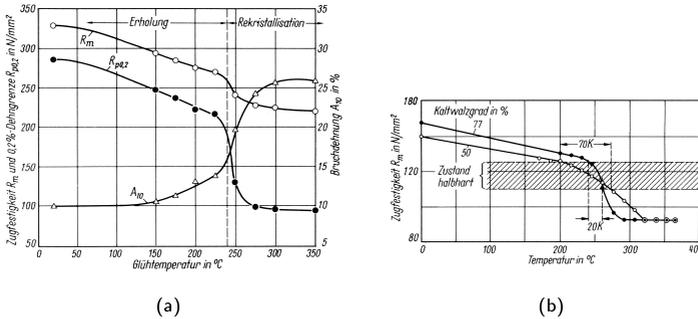


Abbildung 2.7: Einfluss der Glühtemperatur auf die Festigkeitsabnahme von AlMg3 bei einer Glühdauer von 4 h (a) und der Einfluss der Glühtemperatur auf die Festigkeit zweier unterschiedlich stark gewalzter Bleche aus Reinaluminium (b) [4]

legierungen ab etwa 100 °C statt, so dass ab dieser Temperatur ein zeitabhängiges Verformungsverhalten auftritt und die Festigkeitskennwerte durch die Verformungsgeschwindigkeit deutlich beeinflusst werden [1].

2.2.3 Mathematischer Ansatz zur Beschreibung der Fließkurve

Beim technischen Zugversuch wird üblicherweise die Nennspannung σ_n über der Totaldehnung ε_t aufgetragen. Die Nennspannung ist die Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt A_0 . Die Totaldehnung berechnet sich aus der Längenänderung Δs dividiert durch die Ausgangslänge s_0 . Die wahre Spannung σ , die ein infinitesimales Volumenelement erfährt, muss aber auf den wahren Querschnitt A bezogen werden und lässt sich aus der Nennspannung bei Annahme von Volumenkonstanz wie folgt berechnen:

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \cdot (1 + \varepsilon_p) = \sigma_n \cdot (1 + \varepsilon_p). \quad (2.2)$$

Soll das Fließverhalten des Werkstoffes beschrieben werden, wird üblicherweise anstelle der Totaldehnung die wahre Dehnung φ verwendet, auch logarithmische plastische

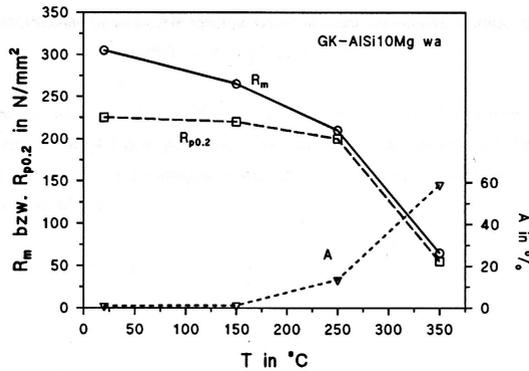


Abbildung 2.8: Festigkeitskennwerte in Abhängigkeit der Prüftemperatur einer AISi10Mg Legierung im Zustand T6 [25]

Dehnung genannt:

$$\varphi = \int_{L_0}^{L_p} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_p}{L_0} = \ln(1 + \varepsilon_p). \quad (2.3)$$

Nach Ludwik [26] kann das Fließverhalten vieler metallischer Werkstoffe als Potenzgesetz beschrieben werden. Hiernach setzt sich die wahre Spannung σ als Addition der Fließgrenze σ_0 und der wahren Dehnung φ mit dem Verfestigungsexponenten n , multipliziert mit einem werkstoffspezifischen Parameter K_L , zusammen:

$$\sigma = \sigma_0 + K_L \cdot \varphi^n. \quad (2.4)$$

2.3 Isothermes Ermüdungsverhalten

Bei der Ermüdung metallischer Werkstoffe kommt es auf makroskopischer oder mikroskopischer Ebene zu zyklischer plastischer Verformung, die wesentlich von der Mikrostruktur und den lokalen Beanspruchungen abhängt. Das Ermüdungsverhalten

metallischer Werkstoffe kann nur aussagekräftig beschrieben werden, wenn die ablaufenden Mechanismen auf mikrostruktureller Ebene, beachtet werden [27].

Das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe kann man in zwei Bereiche einteilen. Für große Beanspruchungen ist das makroskopisch plastische Werkstoffverhalten maßgeblich, für kleine Beanspruchungen das elastische. Bei ersterem spricht man von Low-Cycle-Fatigue (LCF) und bei zweitem von High-Cycle-Fatigue (HCF). Da thermisch-mechanische Ermüdung in aller Regel für den LCF-Bereich untersucht wird, wird in dieser Arbeit hauptsächlich auf das Werkstoffverhalten unter LCF-Beanspruchung eingegangen. Wird ein Werkstoff einer zyklischen Beanspruchung ausgesetzt, so ist eine Möglichkeit, das Werkstoffverhalten zu beschreiben, die Zyklische-Spannungs-Dehnungskurve (ZSDK). Die ZSDK beschreibt das Spannungs-Dehnungs-Verhalten für den stabilisierten Bereich oder nach der halben Bruchlastspielzahl. Vergleicht man die ZSDK mit der monotonen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Zugversuchs, so erkennt man zyklisch verfestigende Werkstoffe daran, dass die ZSDK oberhalb der monotonen liegt, zyklisch entfestigende Werkstoffe verhalten sich umgekehrt. Eine gängige Beschreibung der ZSDK geht auf Ramberg und Osgood zurück [28] und ist in folgender Form definiert:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \quad (2.5)$$

Sowohl K' , der zyklische Verfestigungskoeffizient, als auch n' , der zyklische Verfestigungsexponent sind werkstoffabhängige Größen.

Zyklische Ver- und Entfestigung wird hauptsächlich durch die Versetzungs- und Ausscheidungsstruktur bestimmt. Nach [29] konnte [30] zeigen, dass für Werkstoffe mit welligem Gleicharakter bei plastischen Dehnungsamplituden größer als $\varepsilon_{a,p} \gtrsim 10^{-3}$ die sich ausbildende ZSDK nahezu unabhängig von der Vorbeanspruchung ist. Aluminiumlegierungen sind im Allgemeinen Werkstoffe mit hoher Stapelfehlerenergie und daraus folgendem welligem Gleicharakter aufgrund der guten Quergleitmöglichkeit der Schraubenversetzungen. Im Gegensatz dazu bilden jedoch ausscheidungsverfestigte Legierungen für unterschiedliche Vorbeanspruchungen unterschiedliche ZSDK aus, wenn kohärente oder teilkohärente Ausscheidungen vorliegen, welche von den Ver-

setzungen geschnitten werden können, wodurch dieser Verfestigungsmechanismus abgebaut werden kann [29]. Durch wiederholtes Schneiden der Ausscheidungen in persistenten Gleitbändern mit irreversibler Gleitung, wenn sich also die Versetzungen sich nicht auf dem selben Weg hin- und herbewegen können, können nach [31] die Teilchen soweit zerkleinert werden, dass sie vollständig in Lösung gehen.

Infolge dieser Mechanismen kann also bei ausscheidungsverfestigten Legierungen unter zyklischer Beanspruchung bei erhöhter Temperatur neben der rein thermischen Überalterung ein weiterer Beitrag zur Abnahme der Festigkeit eintreten. Da Diffusion entlang von Versetzungslinien begünstigt ist [32], trägt die Erhöhung der Versetzungsdichte zu einer verstärkten Diffusion bei. Dies kann zu einer Beschleunigung der Überalterung führen. Untersuchungen an Aluminium-Kupfer- und Aluminium-Silber-Legierungen haben ergeben, dass es komplexe Wechselwirkungen zwischen der Veränderung der Versetzungsstrukturen durch zyklische Beanspruchung und den metastabilen Ausscheidungen gibt. So kann es sowohl zu einer beschleunigten Auflösung dieser Ausscheidungen kommen, ebenso sind aber auch Neubildungen von Ausscheidungen möglich [33]. Bei Versuchen an AlSi10Mg T6 bei hohen Temperaturen findet eine sehr schnelle Vergrößerung der Ausscheidungen statt. Dadurch nimmt die Festigkeit und die Härte schnell ab [25]. Die Festigkeit kann bei bei vollausgehärteten Legierungen wie AlSi10Mg T6 infolge von Alterung auf weniger als die Hälfte des Ausgangszustands abnehmen. Bei Raumtemperatur haben Versuche an AlSi10Mg und AlSi12CuMgNi im Zustand T6 ein leicht wechselfestigendes Verhalten gezeigt, die naturharte Legierung AlSi6Cu4 zeigt bei Raumtemperatur hingegen ein stark zyklisch verfestigendes Werkstoffverhalten. Versuche bei $T = 250^\circ\text{C}$ zeigten hingegen, dass sich die ausgehärteten Legierungen AlSi10Mg und AlSi12CuMgNi stark wechselentfestigend verhalten und die nicht aushärtbare Legierung AlSi6Cu4 sich zyklisch neutral verhält [25].

Das Versagen von Werkstoffen unter zyklischer Beanspruchung erfolgt in mehreren Phasen. Bei Temperaturen unterhalb $0,4 \cdot T_S$ findet das Versagen in der Regel durch Rissbildung und anschließendes Risswachstum statt. Die Rissbildung und das Risswachstum ist stark von dem vorhandenen Gefüge abhängig [34]. Unter Beanspruchungen im LCF-Bereich ist die Lebensdauer größtenteils durch das Wachstum sehr früh

entstandener Risse bestimmt [35]. Aufgrund der Mikrostruktur ist im Werkstoff meist keine homogene Beanspruchung vorhanden, sondern es kommt zu einer Dehnungslokalisierung. In diesen Bereichen kommt es zu komplexen Wechselwirkungen zwischen Versetzungen untereinander und zwischen Versetzungen und verschiedenartigen Hindernissen, wie z.B. Korngrenzen und Ausscheidungen [29].

Typischerweise entstehen bei niedrigen Temperaturen ($T < 0,4 \cdot T_S$) Mikrorisse in Bereichen der Dehnungslokalisierung an der Oberfläche oder an Spannungsüberhöhungen im Volumen. Diese Mikrorisse breiten sich aus und führen schließlich zum Bruch. Bei Temperaturen $T > 0,4 \cdot T_S$ kommen zwei zusätzliche Schädigungsmechanismen zum tragen. Es kommt zu nennenswerter Kriechverformung und -schädigung und Oxidation bzw. Korrosion [34]. Kriech- und Oxidations- bzw. Korrosionsschädigung sind zeitabhängige Mechanismen. Dies führt zu einem stärkeren Frequenzeinfluss bei diesen Temperaturen. So kommt es mit niedrigerer Frequenz zu kleineren Bruchlastspielzahlen, da der Kriech- und Oxidationsschädigung mehr Zeit bei gleichen Lastspielzahlen zur Verfügung steht.

Bei erhöhten Temperaturen streuen die Werkstoffeigenschaften stärker als bei niedrigen Temperaturen. Daraus folgt eine ebenfalls größere Streuung der Lebensdauerwerte bei erhöhten Temperaturen. [36] schlägt vor, hierbei nicht von einer größeren Streuung der Lebensdauer zu sprechen, sondern von einer Streuung der Werkstoffeigenschaften.

[25] hat als weiteren Einfluss die Mitteldehnung untersucht. Mitteldehnungen wirken über die induzierten Mittelspannungen auf die Lebensdauer. Einen signifikanten Einfluss haben diese, wenn sie erhalten bleiben und nicht durch Relaxationsvorgänge abgebaut werden. Für Aluminiumgusswerkstoffe unter isothermer Beanspruchung hat [25] gezeigt, dass die Lebensdauer durch Mitteldehnungen entscheidend beeinflusst wird. So führen positive Mitteldehnungen über die induzierten Mittelspannungen zu einer deutlichen Abnahme der Lebensdauer.

Ausführliche Untersuchungen zum isothermen Wechselverformungsverhalten der Legierung AlSi10Mg wurden von [24, 25] durchgeführt.

2.4 Thermisch–mechanisches Ermüdungsverhalten

Thermisch–mechanische Ermüdungsbeanspruchung (TMF) tritt überall dort auf, wo eine zyklische Temperaturänderung eine mechanische Beanspruchung gleicher Frequenz überlagert wird. Dabei entstehen thermisch induzierte Spannungen durch Behinderung thermischer Dehnungen. Dies kann zum Beispiel durch eine Prüfmaschine erfolgen [34]. Findet die Behinderung der thermisch induzierten Dehnungen hingegen ohne eine äußere Krafteinwirkung statt, zum Beispiel durch eine geometrisch gegebene Dehnungsbehinderung, spricht man lediglich von thermischer Ermüdung.

Als Grenzfälle unterscheidet man bei TMF–Versuchen zwischen In–Phase–(IP) und Out–Of–Phase–Versuchen (OP). Bei IP–Versuchen wird die mechanische Beanspruchung phasengleich zum Temperaturverlauf aufgeprägt. Bei OP–Versuchen wirkt die aufgebrauchte mechanische Dehnung entgegengesetzt der thermischen Dehnung. Im einfachsten Fall wird die Totaldehnung während des Versuchs konstant gehalten, was einer vollständigen Behinderung der thermischen Dehnung entspricht [37]. Vereinfacht betrachtet findet sich eine OP–Beanspruchung beispielsweise auf der Brennraumseite eines Zylinderkopfes, eine IP–Beanspruchung auf der Wasserseite. [38] beschreibt eine vereinheitlichte Vorgehensweise für Versuche zur Bestimmung des Werkstoffverhaltens unter thermisch–mechanischer Beanspruchung.

Thermisch mechanische Ermüdung führt im Vergleich zu isothermer Ermüdung bei gleicher mechanischer Dehnungsamplitude in der Regel zu geringeren Bruchlastspielzahlen. [25] hat Wöhlerversuche an einer AISi10Mg Legierung unter isothermer und thermisch–mechanischer Beanspruchung durchgeführt und konnte zeigen, dass isotherme Versuche um bis zu zwei Größenordnungen höhere Bruchlastspielzahlen aufweisen. Die Prüffrequenz der isothermen Versuche lag hier jedoch mit $f = 5 \text{ Hz}$ um zwei Größenordnungen höher als bei den TMF–Versuchen mit $f = 1/60 \text{ Hz}$. Die entsprechenden Wöhlerkurven sind in Abbildung 2.11 dargestellt.

In Abbildung 2.9a ist eine Hystereseschleife für IP TMF–Beanspruchung dargestellt. Zu erkennen ist, dass bei Maximaltemperatur die größte Zugspannung wirkt und daher in diesem Bereich Kriechmechanismen wirksam werden können. Bei Minimaltemperatur kommt es zu den größten Druckspannungen. Abbildung 2.9b zeigt dagegen den

anderen Extremfall, die OP–TMF–Beanspruchung. Dieser Fall wurde in dieser Arbeit untersucht. Die größten Zugspannungen treten hierbei bei Minimaltemperatur auf, bei welcher der Werkstoffwiderstand gegen plastische Verformung am größten ist. Hierdurch kommt es zu einer Verschiebung der Mittelspannungen, unabhängig von der Mitteldehnung, in den Zugbereich, da die maximalen Druckspannungen bei Maximaltemperatur auftreten und teilweise relaxieren. Des Weiteren kann es je nach Werkstoff bei hohen Temperaturen zur Bildung von Oxiden an der Oberfläche kommen, welche meist spröder sind als der eigentliche Werkstoff. Gefährdet sind hierbei insbesondere die Bereiche vor der Risspitze, da durch die Sauerstoffaufnahme diese Bereiche verspröden und deshalb die lokal wirkenden Spannungen zu einer beschleunigten Schädigung unter OP–TMF–Beanspruchung führen [39–41].

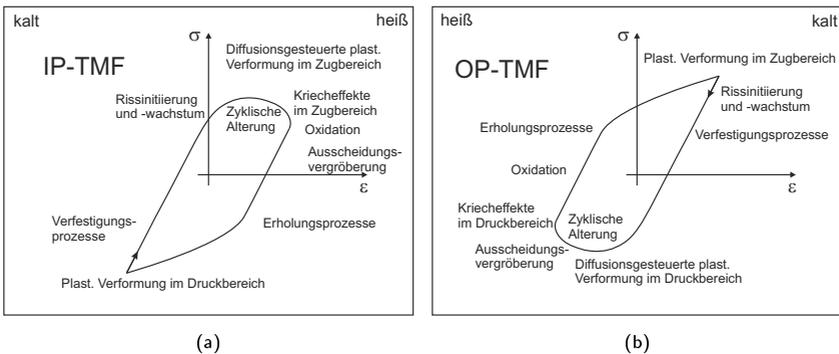


Abbildung 2.9: Schädigungsmechanismen bei thermisch–mechanischer Beanspruchung bei IP–Versuchsführung (a) und OP–Versuchsführung (b) nach [39] verändert durch [34]

Ausscheidungsverfestigte Aluminiumlegierungen, wie die in dieser Arbeit verwendete Legierung AlSi10Mg im Zustand T6, weisen unter TMF–Beanspruchung ein stark wechselentfestigendes Verhalten auf. Dies ist auf die Vergrößerung der metastabilen Ausscheidungen zurückzuführen (vgl. Kapitel 2.2.1). Diese Effekte sind stark von der Maximaltemperatur T_{\max} und der Haltezeit t_h bei T_{\max} abhängig [24, 25].

Bei OP–Versuchsführung führen die niedrigeren Widerstände gegen plastische Verfor-

mung im Druckbereich bei Maximaltemperatur zu der bereits erwähnten Verschiebung der Mittelspannungen in den Zugbereich. Haltezeiten bei Maximaltemperatur führen zu Spannungsrelaxation der bei Maximaltemperatur anliegenden Druckspannungen und verstärken die Verschiebung der Mittelspannungen in den Zugbereich. Zusätzlich führen Haltezeiten bei Maximaltemperatur zu einer schnelleren Überalterung des Werkstoffes, was wiederum zu einer Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude führt [24, 25, 42, 43].

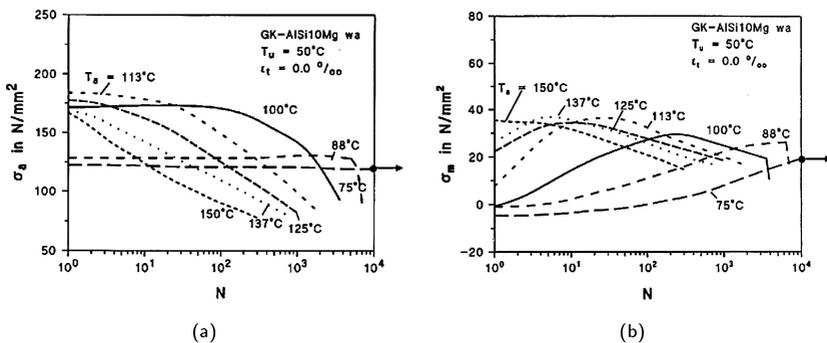


Abbildung 2.10: Einfluss der Temperatur auf die Spannungsamplitude (a) [25] und die Mittelspannung (b) [25] [39] bei OP-TMF-Versuchen an AlSi10Mg

Des Weiteren ist mit steigender Maximaltemperatur die Zunahme der plastischen Dehnungen zu Versuchsbeginn ausgeprägter und läuft schneller ab [25]. In Abbildung 2.10a sind die Spannungsamplituden von OP-TMF-Versuchen für verschiedene Temperaturamplituden bei gleicher Minimaltemperatur an AlSi10Mg aufgetragen. Gut zu erkennen ist die mit steigender Temperatur schnellere Abnahme der Spannungsamplituden zu Versuchsbeginn bei Maximaltemperaturen oberhalb 250°C . In Abbildung 2.10b sind die Mittelspannungen der gleichen Versuche aufgetragen, die die typische Mittelspannungszunahme bei OP-Beanspruchung zeigen. Alle Versuche, bis auf den mit der geringsten Maximaltemperatur $T_{max} = 200^{\circ}\text{C}$ ergeben für fast den gesamten Versuchsverlauf positive Mittelspannungswerte. Ebenfalls wird beschrieben, dass die Lebensdauer mit steigender Maximaltemperatur abfällt [25]. Hierbei ist zu erwähnen,

dass diese TMF–Versuche mit vollständiger Dehnungsbehinderung ($\varepsilon_{a,t}^{me} = \varepsilon_a^{th}$) durchgeführt wurden, so dass mit steigender Temperaturamplitude auch eine steigende mechanische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}^{me}$ einhergeht. Ebenfalls wurde der Einfluss der Haltezeit auf die Lebensdauer untersucht [24, 25]. Für AlSi10Mg reduziert eine Haltezeit von 60 s die Lebensdauer deutlich, eine Verlängerung der Haltezeit auf 180 s führt jedoch zu keiner weiteren Reduktion der Lebensdauer [24]. Die Wechselwirkungen von Maximaltemperatur und Haltezeit sind komplex. So ist die Lebensdauer bei TMF–Versuchen mit Maximaltemperatur $T_{max} = 300\text{ °C}$ und Haltezeit $t_h = 5\text{ s}$ höher als bei $T_{max} = 275\text{ °C}$ und $t_h = 120\text{ s}$, da bei der höheren Maximaltemperatur der Werkstoff schneller überaltert und damit die lebensdauerverkürzenden Maximalspannungen schneller abgebaut werden [25]. Entfestigende Aluminiumgusslegierungen wie beispielsweise ausgehärtete AlSiMg–Legierungen weisen aufgrund der Überalterung höhere Lebensdauern unter TMF–Beanspruchung auf als stabile oder nicht ausgehärtete Legierungen [44].

Aufgrund der Relaxation der Druckspannungen bei Maximaltemperatur und des sich daraus selbst einstellenden Spannungszustandes sind OP–TMF–Beanspruchungen im Gegensatz zu isotherm durchgeführten LCF–Versuchen, relativ unempfindlich auf Mitteldehnungen. Innerhalb der ersten 10 Zyklen stellt sich bei OP–Beanspruchung für AlSi10Mg weitestgehend unabhängig von der Mitteldehnung der gleiche Spannungsverlauf ein [25]. Die mechanischen Beanspruchungen haben einen Einfluss auf die Diffusionsvorgänge und beeinflussen damit die Überalterung und auch die Lebensdauer [34]. Untersuchungen, die diesen Zusammenhang quantifizieren, liegen bisher jedoch nicht vor.

Untersuchungen der Schädigungsentwicklung von AlSi10Mg T6 unter OP–TMF–Beanspruchung mit vollständiger Dehnungsbehinderung ($\varepsilon_{a,t}^{me} = \varepsilon_a^{th}$), $T_{max} = 250\text{ °C}$ und $T_{min} = 50\text{ °C}$ wurden von [24, 25, 45–47] durchgeführt. Diese Untersuchungen zeigen, dass erste Schädigungen an der Oberfläche nach etwa 100 TMF–Lastspielen zu detektieren sind, welche in Form von Rissen innerhalb des Eutektikums und an den Grenzflächen von Eutektikum und α -Mischkristall auftreten. Die Risse breiteten sich im weiteren Verlauf der Beanspruchung deutlich aus, wobei Siliziumkristalle umgangen werden und sich gleichzeitig Gleitbänder auf der Oberfläche erkennen lassen.

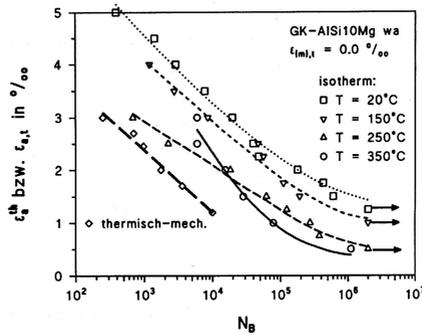


Abbildung 2.11: Wöhlerkurve von TMF- und isotherm durchgeführten Ermüdungsversuchen der Legierung AlSi10Mg [25, 43]

Die Verformung ist nach der halben Bruchlastspielzahl innerhalb des α -Mischkristalls so weit fortgeschritten, dass die vorher beobachteten Risse auf der Oberfläche nicht mehr detektierbar sind. Die sehr starken Verformungen werden auf die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten, E-Moduln und Festigkeiten der beiden Phasen zurückgeführt [24, 45–47]. Weitere Untersuchungen der Schädigungsentwicklung [25] haben erste kreuzförmige Anrisse mit bis etwa $5 \mu\text{m}$ Länge im α -Mischkristall in der Nähe von Siliziumkristallen gezeigt. Diese Ergebnisse sind typisch für TMF-Versuche mit Maximaltemperaturen unterhalb 300°C .

Des Weiteren wurde bei den im Abschnitt zuvor genannten Versuchen die Entwicklung der Mikrostruktur mittels Transmissionselektronenmikroskopie untersucht [25]. Nach 100 TMF-Zyklen liegt eine homogene Versetzungsverteilung vor. Nach weiteren 900 Zyklen haben sich Bereiche höherer und niedriger Versetzungsdichten herausgebildet, mit denen eine Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude einhergeht. Nach dem Bruch liegt eine ausgeprägte Zell- und Subkornstruktur vor. Mit steigender Maximaltemperatur nimmt die Größe der Zellen und Subkörner zu. Hier ist wiederum zu beachten, dass mit steigender Maximaltemperatur auch eine Steigerung der mechanischen Dehnungsamplitude einhergeht.

In Zylinderköpfen treten zusätzlich zur thermisch-mechanischen Ermüdung noch

überlagerte HCF-Beanspruchungen auf, die beispielsweise aus den Zünddrücken resultieren. Die Auswirkungen dieser zusätzlichen Beanspruchungskomponenten bei Aluminiumguss-Legierungen werden unter anderem in [46, 48] betrachtet.

2.5 Mathematische Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens unter thermisch-mechanischer Beanspruchung

Zur mathematischen Beschreibung von viskoplastischem Materialverhalten, wie es Aluminiumlegierungen unter thermisch-mechanischer Beanspruchung aufzeigen, kann das Two-Layer Viscoplastic Stoffgesetz (TLV) verwendet werden [49]. Dieses Modell beschreibt die inelastischen Spannungen über einen viskosen und einen plastischen Zweig. Eine schematische Darstellung des Modells findet sich in Abbildung 2.12a. Hierbei stellt der obere Zweig den viskosen Anteil mit η als Maß für die Viskosität und dem Kriechexponenten m dar. Der untere Zweig bildet das plastische Fließen über eine Fließfläche ab, wobei nach von Mises gilt:

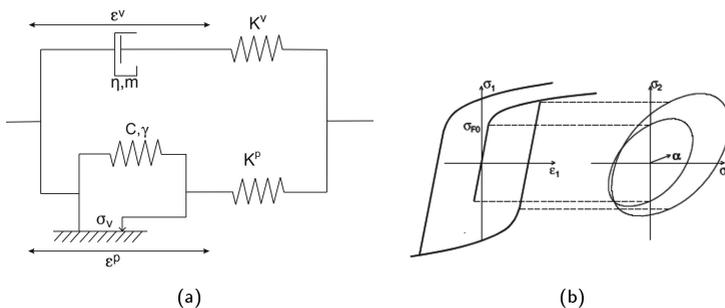


Abbildung 2.12: Schematischer Aufbau des Materialmodells TLV [8] (a) und kombinierte kinematische und isotrope Verfestigung [50] (b)

$$F = \|\underline{\sigma} - \underline{\xi}\| - \sigma_0 = 0. \quad (2.6)$$

Dabei stellen $\underline{\xi}$ die Rückspannung und σ_0 die Fließspannung dar. Die Rückspannung lässt sich dabei durch folgende Differentialgleichung berechnen

$$\dot{\underline{\xi}} = \frac{2}{3} C \underline{\dot{\varepsilon}}^p - \gamma \xi \dot{p}, \quad (2.7)$$

mit den werkstoffabhängigen Parametern C und γ , der plastischen Vergleichsdehnung p und der plastischen Dehnrate $\underline{\dot{\varepsilon}}^p$. Diese wiederum setzt sich wie folgt zusammen:

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{\sigma}'' - \underline{\xi}}{\|\underline{\sigma} - \underline{\xi}\|}. \quad (2.8)$$

Die Spannung, berechnet aus dem plastischen Anteil, ergibt sich zu

$$\underline{\sigma}^p = \underline{K}^p : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^p). \quad (2.9)$$

Der viskose Zweig ergibt sich aus dem Kriechgesetz nach Norton

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^v = \frac{3}{2} \left(\frac{\|\underline{\sigma}^v\|}{\eta} \right)^m \frac{\underline{\sigma}^{v''}}{\|\underline{\sigma}^v\|}, \quad (2.10)$$

mit den materialabhängigen Parametern η und m . Die Materialantwort berechnet sich damit zu

$$\underline{\sigma}^v = \underline{K}^v : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^v). \quad (2.11)$$

Die Parameter K_p und K_v sind vom Werkstoff abhängig und werden in der Materialkarte von Abaqus zu f zusammengefasst:

$$f = \frac{K_v}{K_p + K_v}. \quad (2.12)$$

Die viskose und plastische Spannung ergeben zusammen die Gesamtspannung $\underline{\sigma}$ für das Fließgesetz in Gleichung 2.6:

$$\underline{\sigma} = \underline{\sigma}^p + \underline{\sigma}^v. \quad (2.13)$$

Das Two-Layer Viscoplastic Stoffgesetz berücksichtigt somit über die Parameter γ bzw. C des plastischen Zweiges kinematische und isotrope Verfestigung. In Abbildung

2.12b sind diese kinematische und isotrope Verfestigungen schematisch dargestellt. Die isotrope Verfestigung führt zu einer Vergrößerung der Fließfläche, was zu einem Spannungs–Dehnungs–Verlauf führt, wie er bei vielen Werkstoffen im ersten Viertel Zyklus eines Versuchs unter schwingender Beanspruchung zu beobachten ist. Die kinematische Verfestigung hingegen führt zu einer Verschiebung der Fließfläche, welche das Eintreten der plastischen Rückverformung bestimmt. Ein Alterungsmodell wird von diesem Modell (TLV), das in ABAQUS, einer kommerziellen Software zur Berechnung von FEM–Simulationen, implementiert ist, nicht berücksichtigt.

Untersuchungen von [8] und [51] haben gezeigt, dass das TLV–Modell geeignet ist, das Spannungs–Dehnungs–Verhalten bei thermisch mechanischer Ermüdung einer Aluminiumguss-Legierung bzw. einer Gusseisenlegierung zu beschreiben.

2.6 Beschreibung der Lebensdauer

Grundsätzlich finden unter thermisch–mechanischer Ermüdungsbeanspruchung die gleichen Modelle zur Beschreibung der Lebensdauer Anwendung, die auch im Fall der isothermen Ermüdungsbeanspruchung verwendet werden.

Modelle zur Beschreibung des Lebensdauerverhaltens unter zyklischer Beanspruchung basieren auf empirischen, schädigungsmechanischen, werkstoffphysikalischen oder bruchmechanischen Ansätzen [36].

Empirische Modelle stellen meist einen Zusammenhang zwischen im Versuch ermittelbaren Größen, wie beispielsweise der Spannung bzw. der Dehnung und der Lebensdauer her. Der Vorteil dieser Modelle ist ihre Schlichtheit und die meist einfache Ermittlung der benötigten Größen. Der Nachteil dieser Modelle ist, dass komplexe Wechselwirkungen einzelner Einflüsse auf die Lebensdauer nicht erfasst werden können [34].

Schädigungsmechanische Modelle beschreiben die Lebensdauer auf Basis der schädigungsverursachenden Mechanismen, bei TMF-Beanspruchung meist Kriechen und Plastizität, ggf. auch Oxidation.

Werkstoffphysikalische Modelle werden aufgrund ihrer Komplexität und der zum Teil sehr schwierig zu ermittelnden Größen nur sehr selten verwendet.

Bruchmechanische Modelle stellen einen Zusammenhang zwischen der Lebensdauer und bruchmechanischen Größen wie beispielsweise dem J-Integral her.

Die genannte Einteilung der Modelle ist nicht eindeutig, da einige Ansätze mehreren Klassen zugeordnet werden können und auch Kombinationen verschiedener Ansätze existieren.

2.6.1 Beschreibung der Lebensdauer für Einstufenversuche

In diesem Unterkapitel soll eine Übersicht über die in der Literatur vorhandenen und für TMF geeigneten Modelle vorgestellt werden, welche eine Korrelation zwischen Beanspruchungsgrößen eines repräsentativen Zyklus, üblich ist hierbei $N_B/2$, und der Lebensdauer ermöglichen.

Das einfachste und älteste Modell, das einen Zusammenhang zwischen einer Beanspruchungskenngröße und Lebensdauer unter schwingender Beanspruchung herstellt, geht auf August Wöhler [52] zurück. Hierbei wird der Einfluss einer oder mehrerer Versuchsgrößen auf die Lebensdauer empirisch erfasst. Nach diesem Vorbild werden heute logarithmische Auftragungen in Form der Beanspruchung über dem Logarithmus der Versagenslastspielzahl, also beispielsweise einer Bruchlastspielzahl oder einer Anrisslastspielzahl, Wöhlerkurven genannt. Die häufigsten sind hierbei die Spannungs- und Dehnungswöhlerkurven. Wird stattdessen ein Schädigungsparameter aufgetragen, spricht man in der Regel von einer Schädigungsparameterwöhlerkurve.

Dehnungswöhlerkurven können den Einfluss unterschiedlicher Temperaturen, Frequenzen, Haltezeiten, Mitteldehnungen und vieler anderer Faktoren nicht explizit erfassen. Für gleichartige LCF- und TMF-Versuche bei identischen Temperaturen sind Dehnungswöhlerkurven jedoch oft geeignet, um die Lebensdauer hinreichend gut zu beschreiben [25, 53–56]. Für Aluminiumguss-Legierungen eignen sich Dehnungswöhlerlinien jedoch nicht zur Lebensdauerbeschreibung bei TMF-Beanspruchung, da hier eine Berücksichtigung der unterschiedlichen Mechanismen notwendig ist [24, 25].

Auch Temperaturwöhlerlinien sind in diesem Fall nach [34] nur schlecht geeignet zur Beschreibung der Lebensdauer, da kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Temperatur und Dehnung besteht.

Viele Modelle zur Beschreibung des Zusammenhangs eines Schädigungsparameters P mit der Lebensdauer N_B basieren auf einem exponentiellen Ansatz der Form

$$P = A \cdot N_B^{-b}, \quad (2.14)$$

wobei der Parameter A und der Exponent b werkstoffabhängig sind [57]. Der Schädigungsparameter P ist dabei eine meist im Versuch bestimmte Größe, die ein Maß für die Schädigung darstellt.

Anstelle der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ können verschiedene andere Größen oder unterschiedliche Kombinationen daraus als Schädigungsparameter gewählt werden, um die schädigungsrelevanten Beanspruchungen zu erfassen.

Mit einem solchen Ansatz beschreiben beispielsweise [58] und [59] die Abhängigkeit zwischen der plastischen Dehnungsamplitude und der Lebensdauer nach Gleichung 2.15. Dieser Ansatz ist für viele Werkstoffe geeignet, um die Lebensdauer unter isothermer LCF-Beanspruchung zu beschreiben:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon'_f \cdot N_B^c. \quad (2.15)$$

Hierbei ist ε'_f der Ermüdungsduktilitätskoeffizient und c der Ermüdungsduktilitätsexponent. Da bei erhöhten Temperaturen insbesondere auch zeitabhängige Mechanismen einen Einfluss auf die Lebensdauer haben, schlagen [60, 61] vor, Gleichung 2.15 frequenzabhängig auf

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon'_f \cdot \left(N_B \cdot \nu^{k-1} \right)^c \quad (2.16)$$

zu erweitern. ν ist dabei die Frequenz und k eine Materialkonstante. Sollen zusätzlich Haltezeiten berücksichtigt werden, addiert sich zu der Frequenz der Kehrwert der Haltezeit t_H wie folgt

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon'_f \cdot \left(N_B \cdot (\nu + 1/t_H)^{k-1} \right)^c. \quad (2.17)$$

Gleichung 2.15 kann durch eine komplexe Abhängigkeit der Temperatur $\lambda(T)$ auf

$$N_B \cdot \lambda(T) \cdot (2 \cdot \varepsilon_{a,p})^n = C \quad (2.18)$$

erweitert werden [56]. $\lambda(T)$ kann dabei durch LCF–Versuche bei verschiedenen Temperaturen bestimmt werden und wird als Schädigungsfaktor $\lambda(T)/\lambda(T_0)$ auf LCF–Versuche bei einer Referenztemperatur T_0 bezogen. Durch diese temperaturabhängige Erweiterung ist der Ansatz für LCF wie auch TMF–Beanspruchungen geeignet.

Es existieren in der Literatur einige weitere Ansätze, beispielsweise [62], um $\lambda(T)$ temperatur- [55, 63, 64] und teilweise auch frequenzabhängig [65] zu beschreiben.

Für Turbinenschaufeln aus Nickelbasislegierungen stellt [66] nach [34] einen Zusammenhang zwischen der Lebensdauer N_B , der Totaldehnungsamplitude ε_t , dem Dehnungsverhältnis R_ε und der Haltezeit her.

[67] beschreibt eine Lebensdauerabschätzung für TMF–Versuche abhängig von der Maximaltemperatur

$$2 \cdot \varepsilon_a^{me} = K(T_{max}) \cdot N_B^{\alpha(T_{max})}. \quad (2.19)$$

Eine weitere Möglichkeit, die Lebensdauer zu beschreiben, stellt die Überlagerung der Ansätze von Manson–Coffin (Gleichung 2.15) und Basquin [68] dar. Dabei wird die Totaldehnungsamplitude als Addition von elastischer und plastischer Dehnungsamplitude gebildet:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot N_B^b + \varepsilon_f' \cdot N_B^c. \quad (2.20)$$

Die Ansätze nach Manson–Coffin und Basquin berücksichtigen jedoch keinen Einfluss der Mittelspannung auf die Lebensdauer. Haibach beschreibt in [69], dass nach [70] der Mittelspannungseinfluss M zwei Grenzfälle erreichen kann. Der erste Grenzfall ist $M = 0$, d.h. ohne Einfluss der Mittelspannung auf die Lebensdauer für Werkstoffe mit einer sehr niedrigen Streckgrenze bezogen auf die Zugfestigkeit. Der andere Grenzfall ist $M = 1$, bei dem die Mittelspannung eine sehr große Auswirkung auf die Lebensdauer hat. Dies ist häufig für Werkstoffe mit einer sehr hohen Streckgrenze bzw. für kleine Amplituden, bei welchen die plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ null oder annähernd null ist, der Fall.

Morrow [71] hat den Ansatz von Manson-Coffin und Basquin für den elastischen Bereich

mit der Mittelspannung dahingehend auf

$$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} \cdot N_B^b + \varepsilon'_f \cdot N_B^c \quad (2.21)$$

bzw. für elastisch und plastischen Anteil auf

$$\varepsilon_{a,t} = \frac{\sigma'_f}{E} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f}\right) \cdot N_B^b + \varepsilon'_f \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f}\right)^{\frac{c}{b}} \cdot N_B^c \quad (2.22)$$

erweitert.

Smith, Watson und Topper [72] beschreiben einen weiteren Ansatz zur Berücksichtigung der Mittelspannung bei der Lebensdauerabschätzung, wobei in den Schädigungsparameter das Produkt aus Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p}$ und Maximalspannung σ_m einfließt:

$$P_{SWT} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,t} \cdot E}. \quad (2.23)$$

Der Ansatz dieses Schädigungsparameters ist, dass es einen Zusammenhang zwischen der Fläche der Hystereseschleife im Zugbereich und der elastisch gespeicherten Energie zum Zeitpunkt der Maximalspannung sowie der Lebensdauer gibt. Man kann daher diesen Parameter, wie auch viele andere Parameter (z.B. die Abschätzungen nach Manson-Coffin) als eine einfache Form der energiebasierten Lebensdauerabschätzungen betrachten.

Für Gusseisenwerkstoffe unter isothermer und thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung (OP) ermöglicht Gleichung 2.23 bezogen auf die Streckgrenze bei der Minimaltemperatur eine geeignete Beschreibung der Lebensdauer, da die maximalen Zugspannungen bei dieser Beanspruchungsart bei Minimaltemperatur auftreten [73]:

$$P_{SWT,korr} = \frac{\sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,t} \cdot E(T_{min})}}{R_m(T_{min})}. \quad (2.24)$$

Eine Kombination von 2.20 und 2.23 zur Berücksichtigung der Mittelspannungen σ_m stellt Gleichung 2.25 dar [74]:

$$\varepsilon_{eq,a} = \varepsilon_{eq,a}^e + \varepsilon_a^p = \frac{\sigma_{max}}{\sigma'_f} \cdot \frac{\Delta\varepsilon^e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_B)^{2b} + \varepsilon'_f (2N_B)^c \quad (2.25)$$

Für Werkstoffe mit einer hohen Streckgrenze, bei denen der Mittelspannungseinfluss $M \rightarrow 1$ geht, beschreibt [69] einen Vorschlag von [75], den Schädigungsparameter nach Smith-Watson und Topper um einen Wert a zu erweitern, der für Zug a_z und Druck a_d unterschiedliche Werte annehmen kann:

$$P_B = \sqrt{(\sigma_a + a_{z/d} \cdot \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,t} \cdot E}. \quad (2.26)$$

[76] nennt eine weitere Möglichkeit zur Mittelspannungsberücksichtigung bei der Lebensdauerberechnung. Hier wird ähnlich zu P_{SWT} (Gleichung 2.23) ein Schädigungsparameter mittels einer effektiven Spannung $\Delta\sigma_{eff}$ und einer effektiven Dehnung $\Delta\varepsilon_{eff}$ wie folgt hergestellt:

$$P_{HL} = \sqrt{\Delta\sigma_{eff} \cdot \Delta\varepsilon_{eff} \cdot E}. \quad (2.27)$$

Die Definitionen von $\Delta\sigma_{eff}$ und $\Delta\varepsilon_{eff}$ sind in Abbildung 2.13a dargestellt. Hierbei soll berücksichtigt werden, dass ein lokaler Defekt sich unter Druckspannung nicht vergrößert und daher nicht alle Spannungsanteile zur Schädigung beitragen.

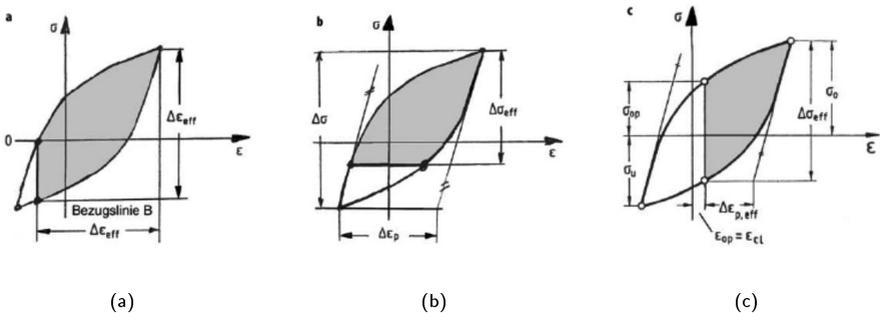


Abbildung 2.13: Veranschaulichung der Spannungs- und Dehnungsanteile der Schädigungsparameter nach Haibach P_{HL} [76] (a), Heitmann P_{He} [77] (b) und Vormwald P_J [78] (c) nach [79]

Ostergren [80] nimmt anstelle der Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ (Gleichung 2.23) die

plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,p}$ in den Schädigungsparameter auf:

$$P_{Ost} = \sqrt{(\sigma_a + \sigma_m) \cdot \varepsilon_{a,p} \cdot E}. \quad (2.28)$$

Hierbei wird im Gegensatz zu Gleichung 2.23 angenommen, dass die elastische Energie keinen Beitrag zur Lebensdauerabschätzung stellt. Dies ist ebenfalls eine einfache Art der energiebasierten Lebensdauerabschätzung.

Heitmann [77] entwickelte einen Schädigungsansatz auf Basis der elastisch–plastischen Bruchmechanik:

$$P_{He} = 1,45 \cdot \frac{\Delta\sigma_{eff}^2}{E} + 2,5 \cdot \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon_p}{n' + 1}. \quad (2.29)$$

Hierbei werden über die effektive Spannungsschwingbreite

$$\Delta\sigma_{eff} = 3,72 \cdot \Delta\sigma \cdot (3 - R)^{-1,74} \quad (2.30)$$

Risschließeffekte mitberücksichtigt [77]. Die Zusammenhänge dieser Größen sind in Abbildung 2.13b grafisch dargestellt.

Dabei gibt es verschiedene Erweiterungen dieses Ansatzes. [78] veränderte diesen nach bruchmechanischen Überlegungen für das Wachstum kurzer Risse auf

$$P_J = 1,24 \cdot \frac{\Delta\sigma_{eff}^2}{E} + 1,02 \cdot \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon_{p,eff}}{\sqrt{n'}}. \quad (2.31)$$

Die Definitionen von $\Delta\sigma_{eff}$ und $\Delta\varepsilon_{p,eff}$ sind in Abbildung 2.13c dargestellt.

[81] erweiterte den Ansatz von Heitmann (Gleichung 2.29) zusätzlich um die zyklische 0,2 %–Dehngrenze σ_{cy} und fügte einen zeit- und temperaturabhängigen Faktor $F(t, T)$ ein, um Kriech- und Relaxationseffekte berücksichtigen zu können:

$$D_{TMF} = \left(1,45 \cdot \frac{\Delta\sigma_{i,eff}^2}{\sigma_{cy} \cdot E} + \frac{2,4}{\sqrt{1 + 3 \cdot n'}} \cdot \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon_e^p}{\sigma_{cy} \Delta\sigma_e} \right) \cdot F(t, T). \quad (2.32)$$

Die Funktion $F(t, T)$ (Gleichung 2.33) berücksichtigt dabei den Norton'schen Kriechexponenten m und die Temperatur Θ in Kelvin [82].

$$F(t, T) = \left(1 + \alpha \int_t^{\infty} \sigma_{cy}^{m-2} |\sigma(t) - \sigma_0| \cdot \exp \left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{\Theta_0} - \frac{1}{\Theta} \right) \right] dt \right)^{1/m} \quad (2.33)$$

Die Lebensdauer lässt sich nach [81] über folgenden Zusammenhang abschätzen:

$$N_B = A \cdot (D_{TMF})^{-B}. \quad (2.34)$$

Nach [34] hat [83] als erster einen Zusammenhang zwischen der dissipierten Energie und der Lebensdauer hergestellt. Als Maß für die plastische Verformung pro Zyklus kann die dissipierte Energie betrachtet werden, welche die Fläche der Hystereseschleife darstellt. Unter der Voraussetzung, dass sich die dissipierte Energie pro Zyklus während der Lebensdauer nicht ändert, ist die über die Lebensdauer kumulierte dissipierte Energie W_p^{kum} das Produkt aus der pro Zyklus dissipierten Energie W_p und der Lebensdauer N_B

$$W_p^{kum} = W_p \cdot N_B. \quad (2.35)$$

[71] zeigt für den Stahl SAE 4340, dass

$$W_p^{kum} = C \cdot N_B^\gamma \quad (2.36)$$

mit $\gamma \approx 0,35$ eine gute Beschreibung der Lebensdauer für dehnungskontrollierte LCF-Versuche darstellt. [34] bestätigt dies für TMF-Versuche an der Aluminiumlegierung AlCuBiPb und errechnet eine Steigung $\gamma \approx 0,16$. Aus den Gleichungen 2.35 und 2.36 erhält man:

$$W_p = C \cdot N_B^\lambda \quad \text{mit} \quad \lambda = \gamma - 1. \quad (2.37)$$

Morrow [71] hat für den Stahl SAE 4340 eine Steigung $\lambda \approx -0,65$ bestimmt. [34] bestimmt die Steigung für OP TMF-Versuche an der Aluminiumlegierung AlCuBiPb zu $\lambda \approx -0,84$.

[24] erweitert die dissipierte Energie pro Zyklus W_p für Maximaltemperaturen größer 250°C um einen von der Maximaltemperatur T_{max} und der Haltezeit t_h abhängigen Faktor $F(T_{max})$ und erhält damit den Schädigungsparameter $P_{W,mod}$

$$P_{W,mod} = W_p \cdot F(T_{max}) = W_p \cdot \exp \left[\frac{T_{max} - C}{D} \cdot t_h^n \right] \quad (2.38)$$

mit $C = 250^\circ\text{C}$. Für $T_{max} < 250^\circ\text{C}$ reicht die Verformungsarbeit als Schädigungsparameter aus und es gilt $F(T_{max}) = 1$.

Für OP TMF-Versuche an AlSi10Mg mit Haltezeiten bis 180 s und Maximaltemperaturen bis 300°C ergeben sich damit gute Übereinstimmungen zwischen experimentell ermittelter und prognostizierter Lebensdauer. Die Steigung kann aus den Daten von [24] zu $\lambda \approx -0,85$ bestimmt werden.

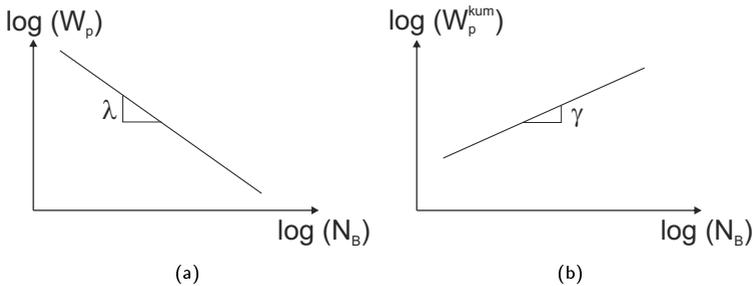


Abbildung 2.14: Zusammenhang zwischen der dissipierten Energie pro Zyklus (a) bzw. der kumulierten dissipierten Energie (b) und der Lebensdauer [71] [34]

[84] schlägt dabei hingegen vor, die plastische Verformungsarbeit bezogen auf die Zykusdauer als Schädigungsparameter zu verwenden.

Ein weiterer Ansatz zur Beschreibung der Lebensdauer durch die dissipierte Energie ergibt sich als Addition der dissipierten plastischen Energie pro Zyklus W_p mit der elastischen Energie W_{e+} bezogen auf die rissöffnenden Zugspannungen [85–90]:

$$W_t = W_p + W_{e+} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} \cdot \sigma_{max} \right) + \oint (\sigma_1 - \sigma_2) \cdot d\varepsilon_p. \quad (2.39)$$

Die Berechnung der Lebensdauer folgt dann über einen Potenzansatz der Form

$$W_t = a \cdot N_B^\alpha + C \quad (2.40)$$

bzw. analog zu Gleichung 2.14.

[91] erweiterte diesen Ansatz temperaturabhängig nach [56] um den Faktor $\lambda(T)$ analog zu Gleichung 2.18.

Um den Einfluss der Kriechschädigung berücksichtigen zu können, schlägt [92] vor, die Differenz der Maximalspannung und der Spannung bei Risssschließen zu verwenden. Darüber hinaus gibt es in der Literatur eine Reihe weiterer Ansätze zur Beschreibung der Lebensdauer basierend auf der dissipierten plastischen Energie [23, 93–97].

2.6.2 Beschreibung der Lebensdauer unter veränderlichen Beanspruchungen

In der vorliegenden Arbeit wurden TMF–Versuche mit Unterbrechung und einer Wärmebehandlung während der Unterbrechung durchgeführt. Dadurch ändern sich die Materialeigenschaften während des Versuchs sehr stark und es kommt bei gleichen Dehnungsamplituden zu stark unterschiedlichen induzierten Spannungen vor und nach der Wärmebehandlung. Aus diesen Gründen sind hier einige Methoden dargestellt, wie sich die Schädigung und Lebensdauer unter veränderlichen Beanspruchungen verhält. Hierbei ist es nicht zweckmäßig, die Beanspruchungsgrößen bei der halben Bruchlastspielzahl für die Lebensdauerbeschreibung zu verwenden.

Die bekannteste Art der Lebensdauerbeschreibung unter veränderlichen Beanspruchungen ist die lineare Schadensakkumulation für spannungsgeregelte Wöhlerversuche nach Palmgren [98] und Miner [99]. Hierbei wird davon ausgegangen, dass jedes Lastspiel eine Teilschädigung ΔD_i verursacht. Diese Teilschädigung entspricht dem Kehrwert der Bruchlastspielzahl bei der entsprechenden Beanspruchung:

$$\Delta D_i = \frac{1}{N_i} \quad \text{mit} \quad N_i = N_B(\sigma_a, \sigma_m). \quad (2.41)$$

Sobald die Summe D der Teilschädigungen den Wert $D = 1$ erreicht, ist nach dieser Betrachtung das Versagen des Werkstoffes erreicht:

$$D = \sum_i \Delta D_i. \quad (2.42)$$

Die lineare Schädigungsakkumulation nach Palmgreen und Miner berücksichtigt in der Originalform keine Spannungen unterhalb der Wechsel- bzw. Dauerfestigkeit. Da

die erwartete Lebensdauer für diese Spannungsamplituden unendlich ist, würde der Schädigungsanteil D_i dieser Amplituden gegen 0 gehen und damit keine Auswirkung auf die Lebensdauerberechnung haben. Je nach Vorschädigung des Werkstoffes kann dies jedoch zu einer deutlichen Überschätzung der Lebensdauer führen. Die lineare Schädigungsakkumulation in der elementaren Form geht hingegen davon aus, dass die Wöhlerlinie auch unterhalb der Wechsel- bzw. Dauerfestigkeit gilt und führt damit in den meisten Fällen zu einer Überschätzung der Schädigung bei kleinen Amplituden. Es gibt in der Literatur einige Arbeiten, die sich mit einer Variation der linearen Schädigungsakkumulation für kleine Spannungsamplituden beschäftigen, beispielsweise [69, 100, 101]. Für unterschiedliche Beanspruchungen wird in Versuchen im Mittel meist eine Schadenssumme von $D \approx 1$ erreicht, jedoch ist die Streuung recht groß. Insbesondere Biegebeanspruchung führt oft zu erheblich kleineren Schadenssummen und damit zu einem deutlich früheren Versagen als von der linearen Schadensakkumulation vorhergesagt [102]. Einen weiteren großen Einfluss auf die Schadenssumme beim Versagen haben Eigenspannungen. Dabei hat der Einfluss der Eigenspannungen auf die Lebensdauer im Einstufenversuch nicht die gleichen Auswirkungen wie im Lastkollektiv [102]. So kann es hierbei zum Teil zu Versagen bei deutlich kleineren Schadenssummen als $D \approx 1$ kommen. Um diese Einflüsse zu berücksichtigen, kann zum Beispiel für ein bestimmtes Lastkollektiv die Schadenssumme für Versagen ermittelt werden. Diese kann deutlich über oder unter 1 liegen, aber zur Vorhersage der Lebensdauer für ähnliche Lastkollektive genutzt werden [103].

Die lineare Schadensakkumulation erfasst keine Reihenfolgeeffekte. So ändert sich die Schadenssumme nicht, wenn dem Werkstoff zunächst hohe und anschließend niedrige Beanspruchungen aufgeprägt werden oder umgekehrt. Je nach Beanspruchungsart und -reihenfolge kann dies aber einen erheblichen Einfluss auf die Lebensdauer haben [104–106].

Das mechanische Werkstoffverhalten hängt unter anderem von der vorausgegangenen Verformung des Werkstoffes ab. So ändert sich die Form und die Lage einer Hystereseschleife, wenn dem Werkstoff zuvor unterschiedliche Verformungen aufgeprägt werden. Dieses Verhalten nennt man Werkstoffgedächtnis.

Analog zur linearen Schädigungsakkumulation mit spannungsgeregelten Wöhlerversu-

chen (Gleichung 2.41) kann bei solchen Versuchen eine Schädigungssumme definiert werden, die auf einem Schädigungsparameter basiert:

$$\Delta D_i = \frac{1}{N_i} \quad \text{mit} \quad N_i = N_B(P_i). \quad (2.43)$$

N_i stellt dabei die Lebensdauer bei dem entsprechenden Schädigungsparameter P_i dar. Die Schädigungssumme lässt sich analog zur linearen Schädigungsakkumulation nach Gleichung 2.42 berechnen. Da sich die Veränderungen des Werkstoffverhaltens hierbei in der Form, Größe und Lage der Hystereseschleifen widerspiegeln, sind diese Verfahren prinzipiell geeignet, um Mittelspannungs-, Mitteldehnungs- und Reihenfolgeeffekte bedingt zu berücksichtigen. Größere Reihenfolgeeffekte oder Einflüsse der Vorbeanspruchung werden dabei meist nicht ausreichend berücksichtigt.

Buch stellt in [107] und [108] Ergebnisse von mehrstufigen LCF-Versuchen unter anderem an gekerbten Proben aus AlCuMg2 und Stahl vor und zeigt, dass eine nichtlineare Schadensakkumulation für derartige Beanspruchungen für eine Lebensdauerbeschreibung geeignet ist. In Abbildung 2.15 ist zu erkennen, dass der Schädigungsanteil in einem ersten Lebensdaueranteil mit steigender Beanspruchungsamplitude zunimmt. Wird eine Probe mit der Spannungsamplitude σ_{a1} bis zum Punkt a beansprucht und die Amplitude anschließend auf σ_{a2} verringert ($\sigma_{a1} > \sigma_{a2}$), verläuft die Schädigung entlang der Linien 0, a , b nach 1. Dies ist eine sogenannte "Hoch-Tief-Folge". Wird die Amplitude von σ_{a2} auf σ_{a1} im Punkt a' vergrößert, so folgt die Schädigung der Folge 0, a' , b' nach 1. Daraus wird ersichtlich, dass eine große Beanspruchungsamplitude zu Versuchsbeginn zu einer geringeren Lebensdauer gegenüber der umgekehrten Lastreihenfolge führt.

Die Lebensdauer in Abhängigkeiten der Vorbeanspruchung lässt sich anhand von Überlegungen zur Rissausbreitung mit

$$\frac{N_2}{N_{B2}} = 1 - \left(\frac{N_1}{N_{B1}} \right) \left(\frac{N_{B1}}{N_{B2}} \right)^{0.4} \quad (2.44)$$

berechnen [109, 110]. N_1 ist dabei die Anzahl der Zyklen bei der Beanspruchung σ_{a1} , N_{B1} die Bruchlastspielzahl bei einem Einstufenversuch der gleichen Amplitude, N_2 stellt die noch ertragbaren Zyklen bei der entsprechenden Beanspruchungsamplitude σ_{a2}

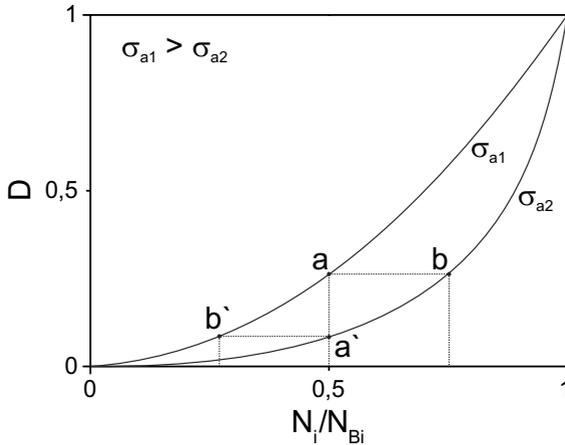


Abbildung 2.15: Schädigungsverlauf über der normierten Lastspielzahl für zwei unterschiedliche Spannungsamplituden (schematisch) [107]

dar.

Eine weitere Möglichkeit der nichtlinearen Schädigungsakkumulation beschreiben [111–113]. Hierbei wird die Schädigung D definiert als Differenz des Ausgangsquerschnitts A_0 und des effektiv tragenden Querschnitts A_{eff} bezogen auf den Ausgangsquerschnitt:

$$D = \frac{A_0 - A_{eff}}{A_0}. \quad (2.45)$$

In der Annahme, dass sich der geschädigte Werkstoff prinzipiell gleich verhält wie der ungeschädigte, nur einen anderen Querschnitt aufweist und sich die Spannungsamplitude σ_a und Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ über die Beziehung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve berechnen lassen, leitet [114] die Schädigung über eine Funktion der plastischen Dehnungsamplitude her:

$$D = 1 - \left(\frac{\varepsilon'_{a,p}}{\varepsilon_{a,p}} \right)^n. \quad (2.46)$$

$\varepsilon'_{a,p}$ ist die zyklisch stabile, plastische Dehnungsamplitude des ungeschädigten Werkstoffs im Zyklus N' , $\varepsilon_{a,p}$ die plastische Dehnungsamplitude der geschädigten Probe im Zyklus $N > N'$. Als Schädigungsfunktion ergibt sich hierbei:

$$D = \left(\frac{N}{N_B} \right)^{\frac{1}{1-\alpha}}. \quad (2.47)$$

α ist dabei eine spannungs- [114] oder dehnungsabhängige ([115] nach [114]) Funktion und lässt sich für Beanspruchungen größer als die Wechselfestigkeit wie folgt berechnen:

$$\alpha = 1 - a \left(\frac{\sigma_a - R_m}{R_W - \sigma_a} \right) = 1 - a \left(\frac{\varepsilon_{a,t} - \varepsilon_m}{\varepsilon_W - \varepsilon_{a,t}} \right). \quad (2.48)$$

[114] entwickelte Gleichung 2.46 weiter, um die Lebensdauer in Abhängigkeit der Vorschädigung zu berechnen:

$$\frac{N_2}{N_{B2}} = 1 - \left(\frac{N_1}{N_{B1}} \right)^{\frac{\sigma_{a2} - R_W}{\sigma_{a1} - R_W} \frac{R_m - \sigma_{a1}}{R_m - \sigma_{a2}}}. \quad (2.49)$$

Durch eine Variation der Wöhlerkurve hat [116] ein Modell entwickelt, um die Restlebensdauer N_2 nach einer Vorbeanspruchung N_1 bei der Spannungsamplitude σ_{a1} für Zweistufenversuche zu bestimmen. Hierbei wird davon ausgegangen, dass es im Kurzzeitfestigkeitsbereich eine Spannungsamplitude σ_p gibt, bei der die Lebensdauer N_p nach der Vorbeanspruchung N_1 gleich groß ist wie ohne Vorbeanspruchung. Dies stellt den Schnittpunkt der Wöhlerkurve ohne Vorbeanspruchung mit der Kurve, welche die Restlebensdauer nach der Vorbeanspruchung beschreibt, dar. Die Restlebensdauerkurve geht durch den Punkt (N_p/σ_p) und die Restlebensdauer N'_{B1} bei der entsprechenden Spannungsamplitude σ_{a1} , (N'_{B1}/σ_{a1}) . Die Restlebensdauer bei der Beanspruchungsamplitude σ_{a1} ist daher $N_{B1} - N_1$. Die Zusammenhänge sind in Abbildung 2.16a grafisch dargestellt. Die Restlebensdauer bezogen auf die Bruchlastspielzahl der ungeschädigten Probe kann wie folgt berechnet werden:

$$\frac{N_2}{N_{B2}} = \left(1 - \frac{N_1}{N_{B1}} \right)^{\frac{\log(N_{B2}/N_p)}{\log(N_{B1}/N_p)}}. \quad (2.50)$$

Ein weiteres Modell, welches eine Variation der Wöhlerkurve darstellt und zur nicht-linearen Schädigungsbeschreibung von Zwei- und Mehrstufenversuchen geeignet ist,

beschreiben [117, 118]. Hierbei werden bei der logarithmischen Auftragung der Spannungsamplitude $\log(\sigma_a)$ über dem Logarithmus der Bruchlastspielzahl $\log(N_B)$ Linien konstanter Schädigung ($D < 1$) eingetragen, welche die Wöhlerkurve ($D = 1$) bei der Wechselfestigkeit R_W schneiden. Wird ein Werkstoff bei einer Spannungsamplitude σ_{a1} mit N_1 Lastspielen beansprucht, so erfährt dieser die Schädigung $D_1 < 1$. Die Restlebensdauer ist bei einer anschließenden Beanspruchung mit der Spannungsamplitude σ_{a2} der Bereich zwischen der Gerade mit der Schädigung D_1 und der Wöhlerkurve. Diese Zusammenhänge sind in Abbildung 2.16b dargestellt und können mathematisch wie folgt formuliert werden:

$$\frac{N_2}{N_{B2}} = 1 - \left(\frac{N_1}{N_{B1}} \right) \frac{\log(\sigma_{a2}/R_W)}{\log(\sigma_{a1}/R_W)}. \quad (2.51)$$

Für Zweistufenversuche nutzt [106] die Modelle der Gleichungen 2.44, 2.49 und 2.51 [109–113, 117, 118] für die Berechnung der Lebensdauer bei einer Vorbeanspruchung. Dabei wurden Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen und unterschiedlich vielen Zyklen als Vorbeanspruchung mit Hoch–Tief- wie auch Tief–Hoch–Folgen durchgeführt.

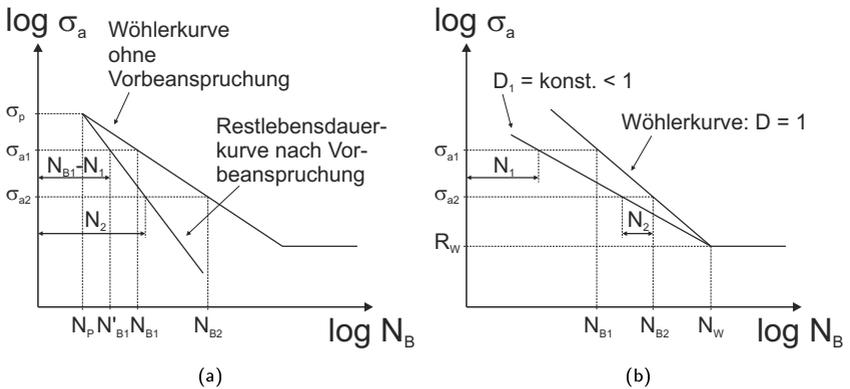


Abbildung 2.16: Wöhlerkurve ohne Vorbeanspruchung und Restlebensdauerkurve nach N_1 Lastspielen bei der Spannungsamplitude σ_{a1} (schematisch) [106] nach [116] (a) und Wöhlerkurve ohne Vorbeanspruchung mit Kurve konstanter Schädigung D_1 (schematisch) [106] nach [117] (b)

3 Werkstoffe und Probengeometrien

3.1 Werkstoffe

In der vorliegenden Arbeit wurden Proben aus der Aluminiumgusslegierung AlSi10Mg untersucht. Die Proben wurden aus Zylinderköpfen entnommen, welche im Kokillengussverfahren bei der Firma Daimler hergestellt wurden. Zum Abguss wurden die Kerne im Bereich über dem Brennraum etwas abgenommen, um eine größere Wandstärke zu erhalten. Die Proben wurden Zylinderköpfen im voll ausgehärteten (T6) bzw. leicht überalterten (T7) Wärmebehandlungszustand entnommen. Die Zylinderköpfe wurden zuvor 5 h lang bei 525 °C lösungsgeglüht und anschließend wasserabgeschreckt. Die Zylinderköpfe im Wärmebehandlungszustand T6 (voll ausgehärtet) wurden anschließend zusätzlich 7 h bei 175 °C warmausgelagert, die Zylinderköpfe im Zustand T7 (leicht überaltert) wurden im Gegensatz hierzu 5,5 h bei 220 °C warmausgelagert. Die ermittelten Massenanteile der Legierungselemente sind der Tabelle 3.1 zu entnehmen.

Die Entnahmestellen der Proben aus den Zylinderköpfen sind in Abbildung 3.2 dargestellt. Die Proben für die TMF-Versuche sind den Mittellagen entnommen. Die Proben der Zugversuche stammen aus den Randlagen. Aus den als erweiterte Mittellagen bezeichneten Entnahmestellen stammen die Proben zur Parameterbestimmung des TLV-Werkstoffmodells. Hierbei wurde die Gussform so verändert, dass aus zwei Lagen des Ventilstegs Proben entnommen werden konnten. Die unterschiedliche Probenentnahmestellen sind notwendig, da nicht genügend Material vorhanden war um alle Proben aus den gleichen Entnahmestellen fertigen zu können.

Alle metallografisch untersuchten Proben weisen ein dendritisch erstarrtes Gefüge auf, wie es in Abbildung 3.1a dargestellt ist. Die Dendriten bestehen aus α -MK und ha-

3. Werkstoffe und Probengeometrien

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung von AlSi10Mg in Ma-%

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni
9,795	0,411	0,168	0,217	0,342	0,014	0,024
Zn	Ti	Be	Bi	Ca	Co	P
0,095	0,127	<0,0001	0,001	0,001	<0,001	0,002
Pb	Sb	Sn	Sr	V	Zr	Al
0,008	<0,001	0,002	0,024	0,011	0,002	Basis

ben einen mittleren sekundären Dendritenarmabstand von 28 μm in den Bereichen der Mittellagen und 37 μm in den Bereichen der Seitenlagen.

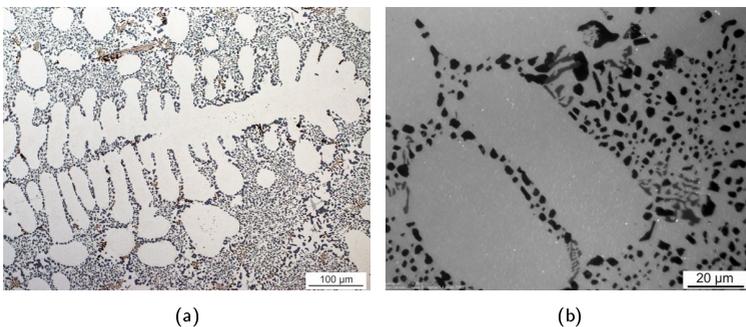


Abbildung 3.1: Gefüge der untersuchten Legierung AlSi10Mg

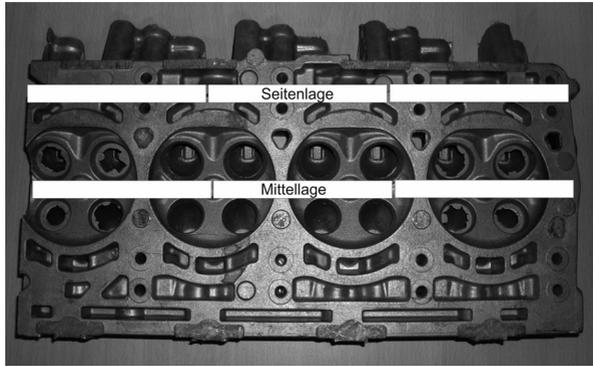


Abbildung 3.2: Entnahmestellen der Proben aus einem Zylinderkopf

3.2 Probengeometrien

Für die Zugversuche wurde eine Probengeometrie, wie in Abbildung 3.3 dargestellt, verwendet. Hierfür wurden die Zylinderköpfe zerlegt und die Proben aus den Seitenlagen mittels einer CNC-Drehmaschine auf das erforderliche Maß gebracht.

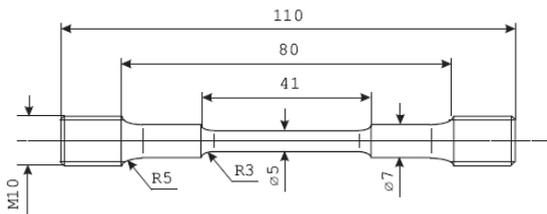


Abbildung 3.3: Probengeometrie für Zugversuche

Die nicht gradientenbehafteten TMF-Versuche, die Kalibrierung der Steifigkeit und die Versuche zur Werkstoffparameterbestimmung wurden an Rundproben, deren Geometrie in Abbildung 3.4 dargestellt ist, durchgeführt. Für diese Proben wurden ebenfalls die Zylinderköpfe zerlegt und die Proben aus den Mittellagen mittels einer CNC-Drehmaschine auf das gewünschte Maß gedreht.

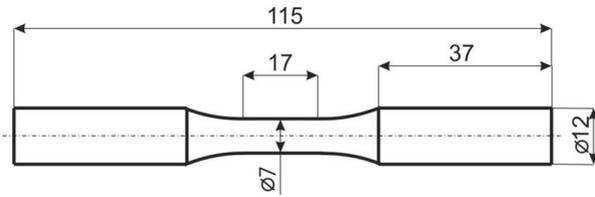


Abbildung 3.4: Probengeometrie für TMF-Versuche

Die Proben für die nicht gradientenbehafteten TMF-Versuche sowie die Proben für die Kalibrierung der Steifigkeit wurden einseitig mit einer halbkreisförmigen Kerbe versehen. Hierfür wurden mittels einer CNC-Mikrofräsmaschine in der Mitte der Längsachse der Probe von einer Seite eine halbkreisförmige Kerbe mit dem Radius $500\ \mu\text{m}$ und der Höhe $100\ \mu\text{m}$ mittels eines Kugelfräsers eingebracht. Die Abmaße und die Lage der Kerbe sind Abbildung 3.5b zu entnehmen. In Abbildung 3.5a ist beispielhaft eine Kerbe auf einer Rasterelektronenaufnahme einer Bruchfläche zu sehen.

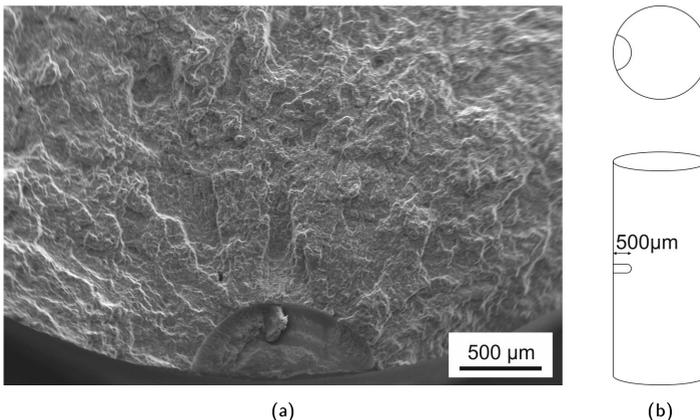


Abbildung 3.5: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Bruchfläche mit Kerbe zur gezielten Rissinitiierung (a) und schematische Darstellung der Kerbe (b)

Die Proben für die Bestimmung der Werkstoffparameter des TLV-Werkstoffmodells weisen keine solchen Kerben auf.

Für die TMF-Versuche an den Demonstratorproben wurden gekerbte Flachproben mit der Länge 120 mm verwendet. Die Abmessungen der Probe sind der technischen Zeichnung in Abbildung 3.6 zu entnehmen.

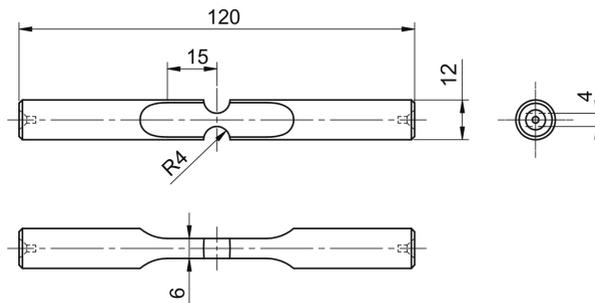


Abbildung 3.6: Geometrie der Demonstratorprobe

4 Versuchseinrichtung und –durchführung

4.1 Zugversuche

Die quasistatischen Zugversuche wurden bei unterschiedlichen Temperaturen (20 °C, 150 °C, 250 °C) und an unterschiedlich lang bei 250 °C warmausgelagerten Proben (0 bis 1000 h) aus der Legierung AlSi10Mg durchgeführt. Als Ausgangswärmebehandlungszustände wurden T6 und T7 verwendet.

Diese Versuche wurden mit einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick mit einer maximalen Prüflast von 100 kN durchgeführt. Die Sollwertvorgabe und Messwernerfassung erfolgten dabei rechnergesteuert, so dass es möglich war, während des Versuchs von Kraft– auf Dehnungsregelung umzuschalten. Die Dehnungsmessung erfolgte über einen kapazitiven Hochtemperaturansatzdehnungsaufnehmer, die Kraftmessung über eine 100 kN–Kraftmessdose. Die Temperatur wurde an der Probe mithilfe eines Bandthermoelements vom Typ K sowie an den Heizfassungen mithilfe zweier Mantelthermoelemente vom gleichen Typ gemessen. Somit konnte jede der gemessenen Temperaturen mittels eines dreistufigen Temperaturreglers getrennt geregelt werden. Die Probe wurde mit zwei Widerstandsheizungen in den Probenfassungen sowie einem Strahlungsofen mit einer Maximalleistung von 4 kW beheizt.

Für die Zugversuche wurde jeweils zunächst eine Vorkraft von 150 N angefahren und die Probe anschließend auf Prüftemperatur aufgeheizt. Die Vorkraft wurde dann 7 min konstant gehalten, um das Temperaturfeld zu stabilisieren. Anschließend wurde der Zugversuch dehnungsgeregelt mit einer Dehnrates von $1,8 \cdot 10^{-4}$ 1/s durchgeführt.

4.2 Komplexe isotherme LCF-Versuche

Um das Wechselverformungsverhalten der Legierung AISi10Mg bei unterschiedlichen Temperaturen und unterschiedlichen Dehnraten zu beschreiben, wurden komplexe isotherme Wechselverformungsversuche durchgeführt. Dazu diente eine servohydraulische Prüfmaschine der Bauart Schenck mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN. Prinzipiell entsprach der Versuchsaufbau dem in Kap. 4.1 beschriebenen. In diesem Fall wurden die Proben jedoch induktiv mit einem 5 kW Hochfrequenzgenerator beheizt und die Temperatur über einen separaten Temperaturregler geregelt.

Die Versuche wurden entsprechend den Vorgaben nach [119, 120] bei den für die TMF-Versuche relevanten Temperaturen von 20 °C, 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C und 250 °C durchgeführt. Die verwendeten Dehnraten orientieren sich an den Dehnraten, die für die TMF-Versuche an der Demonstratorprobe erwarten werden und wurden zu $6 \cdot 10^{-6}$ 1/s und $6 \cdot 10^{-3}$ 1/s gewählt. Zunächst wurden mit der Dehnrate $6 \cdot 10^{-6}$ 1/s zwei Zyklen mit der Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t} = 0,25$ % und anschließend zwei weitere Zyklen mit gleicher Amplitude und einer Dehnrate von $6 \cdot 10^{-3}$ 1/s durchgeführt. Anschließend wurde die Dehnung 30 min bei 0,25 % gehalten. Nach dieser Haltezeit folgt eine weitere Haltezeit von ebenfalls 30 min bei -0,3 %. Anschließend wurden mit einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t} = 0,3$ % zwei Zyklen mit der Dehnrate $6 \cdot 10^{-6}$ 1/s durchgeführt. Daran schließen sich mit gleicher Dehnungsamplitude bei einer Dehnrate von $6 \cdot 10^{-3}$ 1/s weitere Zyklen bis zum Bruch der Probe an. Der Dehnungsverlauf eines solchen Versuchs ist in Abbildung 5.11 dargestellt.

4.3 TMF-Versuche

Die TMF–Versuche wurden mit einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN durchgeführt. Eine schematische Darstellung der Prüfmaschine ist in Abbildung 4.1 dargestellt. Die Sollwertvorgabe und Messwerterfassung erfolgte rechnergesteuert. Die Beheizung der Proben erfolgte über

ein induktives Heizsystem der Firma Hüttinger vom Typ TIG 5/3000 und eine wassergekühlte Induktionsspule. Die Temperatur wurde mittels eines Bandthermoelements vom Typ K in der Messstreckenmitte ermittelt und durch einen Temperaturregler der Firma Jumo vom Typ Dicon 1000 geregelt. Zum Abkühlen der Probe wurden drei radial um die Probe angeordnete Druckluftdüsen verwendet.

Die Dehnung wurde mit einem wassergekühlten kapazitiven Ansatzdehnungsaufnehmer erfasst. Zur Bestimmung der Kräfte wurde eine handelsübliche 50 kN Kraftmessdose verwendet.

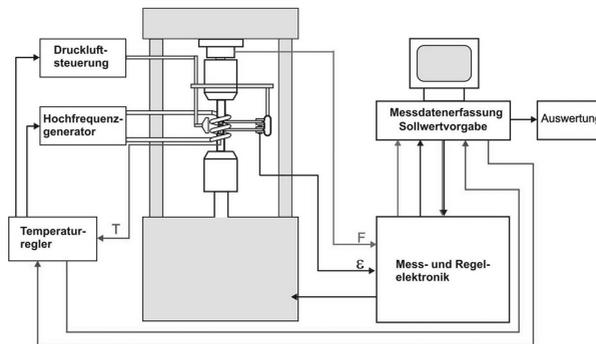


Abbildung 4.1: Schematischer Aufbau der verwendeten Prüfmaschine

Die durchgeführten TMF-Versuche bestanden aus jeweils zwei Teilversuchen, zwischen denen eine Warmauslagerung der Proben von 100 h bei der zugehörigen Maximaltemperatur stattfand.

Für den ersten Teilversuch wurde die Probe kraftfrei von Raumtemperatur auf Minimaltemperatur aufgeheizt. Anschließend wurden zunächst fünf kraftfreie Temperaturzyklen durchgeführt, um die thermische Ausdehnung der Probe zu bestimmen. Daraufhin wurden 10 bzw. 100 dehnungsgeregelte TMF-Zyklen mit einer Haltezeit von jeweils zehn Sekunden bei Maximaltemperatur durchgeführt. In einer weiteren Versuchsreihe wurde der Einfluss der Haltezeit im ersten TMF-Zyklus des ersten Teilversuchs untersucht. Dazu wurde die Haltezeit dieses TMF-Zyklus von 60 s auf 600 s verlängert. In Abbildung 4.2 ist der schematische Ablauf der Teilversuche mit Warmauslagern zwischen

den zwei Teilversuchen dargestellt.

Im Anschluss an die 10 bzw. 100 TMF-Zyklen des ersten Versuchsteils wurden die Proben 100 h bei der Maximaltemperatur der TMF-Versuche ausgelagert, um eine nahezu vollständige Überalterung des Werkstoffs zu erreichen.

Der zweite Teil der TMF-Versuche wurde mit vier kraftfreien TMF-Zyklen begonnen. Der fünfte Temperaturzyklus wurde bis zum Ende der Haltezeit bei Maximaltemperatur kraftfrei durchgeführt. Zu diesem Zeitpunkt wurde von Kraft- auf Dehnungskontrolle umgeschaltet und die weiteren Zyklen als dehnungskontrollierter TMF-Versuch bis zum Versagen der Probe durchgeführt. Abbildung 4.2 zeigt schematisch den Ablauf des ersten Teilversuchs vor dem Warmauslagern der Proben bei Maximaltemperatur, sowie den Ablauf des zweiten Teilversuchs und das Warmauslagern zwischen den beiden Teilversuchen. Zu sehen sind die schematischen Temperatur-, Kraft- und Dehnungsverläufe der jeweils ersten Zyklen der beiden Teilversuche für einen TMF-Versuch mit vollständiger Dehnungsbehinderung, was einer mechanischen Dehnungsamplitude vom gleichen Betrag wie der thermischen Dehnungsamplitude entspricht.

Die Bedingungen der Versuchsführung zu Beginn des zweiten Teilversuchs der TMF-Versuche folgen dabei aus der Vorgabe, einen sehr langen Start-Stopp-Zyklus im Motorbetrieb nachzustellen. Dies wird durch die lange Warmauslagerung von 100 h wiedergegeben, während der es zu sehr starker Spannungsrelaxation der anliegenden Druckspannungen bei Maximaltemperatur und OP-Beanspruchung kommt. Somit ist es wiederum zweckmäßig, den folgenden TMF-Versuch kraftfrei bei Maximaltemperatur nach dem Warmauslagern beginnen zu lassen. Dies ist schematisch in Abbildung 4.3 dargestellt. Hierbei ist zu erkennen, wie die Druckspannungen während des zweiten, langen TMF-Zyklus fast vollständig relaxieren.

Zusätzlich war die Reststeifigkeit der Probe ohne den Einfluss einer sich ändernden Temperatur zu ermitteln. Dazu wurde nach jedem dritten TMF-Zyklus ein isothermer Zyklus bei Minimaltemperatur mit einer, bezogen auf die mechanischen Dehnungen während der TMF-Zyklen sehr kleinen dehnungskontrollierten Entlastung durchgeführt. Dies ist schematisch in Abbildung 4.4 dargestellt.

Bei diesen Versuchen war eine reproduzierbare Ermittlung der Reststeifigkeit der Probe nur dann möglich, wenn der Ansatzdehnungsaufnehmer möglichst exakt auf der Seite

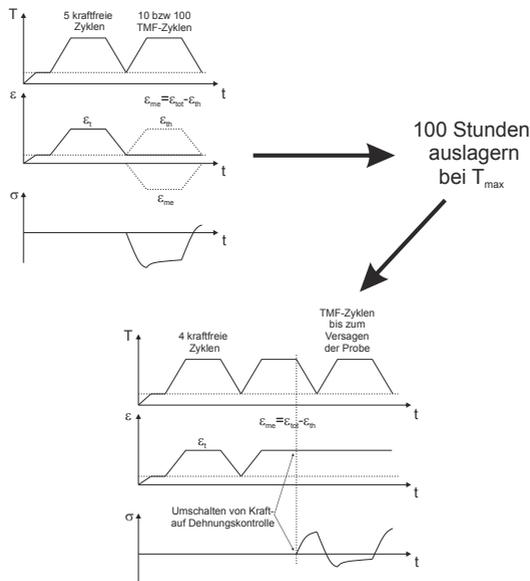


Abbildung 4.2: Schematische Darstellungen der Versuchsdurchführung mit Unterbrechung der TMF-Versuche und Wärmebehandlung zwischen den beiden Teilversuchen

der Rissinitiiierung angesetzt war. Um den Rissinitiiierungsort definieren zu können, wurden daher jeweils zuvor in der Mitte der Messstrecke eine 500 µm große, halbkreisförmige Kerbe in die Proben eingebracht.

Alle TMF-Versuche wurden mit einer Minimaltemperatur von 50 °C und einer Maximaltemperatur von 250 °C, sowie einer Haltezeit bei Maximaltemperatur von 60 s durchgeführt. Für einen Teil der Versuche wurde die Haltezeit im ersten TMF-Zyklus des ersten Versuchsteils auf 600 s verlängert, um den Einfluss langer Haltezeiten im ersten Zyklus zu untersuchen. Die Aufheiz- und Abkühlraten betragen dabei ±10 K/s. Die mechanische Dehnungsamplitude betrug bei diesen Versuchen etwa 0,23 %, was einer vollständigen Behinderung der Totaldehnung entspricht bzw. 0,184 % was 80 % der thermischen Dehnungsamplitude entspricht. Als Wärmebehandlungszustände wurden die Varianten T6 und T7 verwendet.

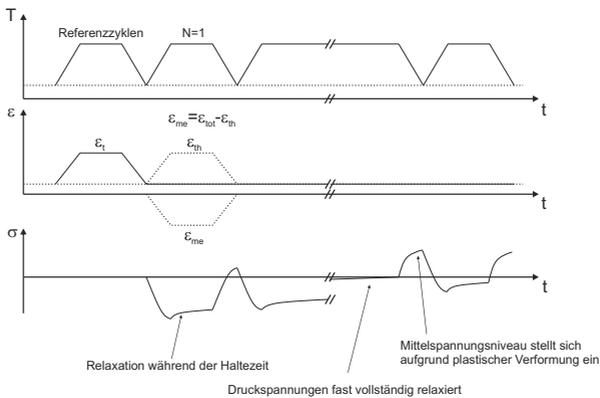


Abbildung 4.3: Schematische Darstellungen der Druckspannungsrelaxation während sehr langer Haltezeiten bei Maximaltemperatur in Out-of-Phase TMF-Zyklen

4.4 TMF–Versuche an gradientenbehafteten Demonstratorproben

Für die Validierung der verwendeten Lebensdauervorhersage wurden TMF–Versuche an gekerbten Flachproben durchgeführt, deren Geometrie in Abbildung 3.6 dargestellt ist. Hierbei wurde eine der abgeflachten Seiten der Proben induktiv beheizt und die gegenüberliegende Seite durch eine wassergekühlte Kupferplatte gekühlt, welche an die Probe angeklemt wurde. Hierbei wurde eine handelsüblichen Wärmeleitpaste verwendet, um eine bessere thermische Anbindung an die Probe zu erreichen.

Durch die einseitige Beheizung der Probe und die Kühlung auf der gegenüberliegenden Seite bildeten sich Temperaturgradienten in horizontaler und vertikaler Richtung aus. Diese induzierten infolge der jeweiligen von der Temperatur abhängigen thermischen Dehnungen Spannungsgradienten in zeitlicher und örtlicher Abhängigkeit. Die Versuche erfolgten nenndehnungskontrolliert. Die Nenndehnung wurde dabei durch einen knapp oberhalb und unterhalb der Kerbe angebrachten induktiven Ansatzdehnungsaufnehmer ermittelt. Hierbei wurde eine vollständige Nenndehnungsbehinderung

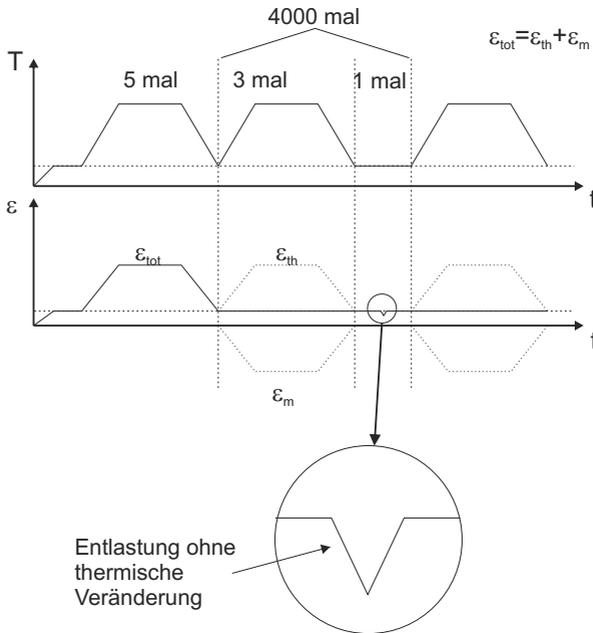


Abbildung 4.4: Schematische Darstellung der eingestreuten isothermen Zyklen nach jedem dritten TMF-Zyklus zur Bestimmung der Reststeifigkeit der Proben

eingestellt.

Da die lokalen Spannungen und Dehnungen nicht direkt messbar sind, wurden diese mittels FEM-Simulation näherungsweise berechnet. Aus diesen wurden Spannungs-Dehnungs-Hysteresen ermittelt und die dort ermittelten Kennwerte schließlich für die Validierung der Lebensdauervorhersagen genutzt.

Die Parameter dieser TMF-Versuche sind bezogen auf die heiße Seite weitgehend identisch mit denen der gradientenfreien TMF-Versuche (siehe Kapitel 4.3). So sind die Minimal- und Maximaltemperaturen (50 °C bzw. 250 °C) der beheizten Seite identisch mit den Minimal- und Maximaltemperaturen der TMF-Versuche. Die Maximal- und Minimaltemperaturen der gekühlten Seite stellen sich aufgrund der Wärmeleitung und der Kühlleistung ein. Das Temperaturprofil und die sich einstellenden Temperaturen

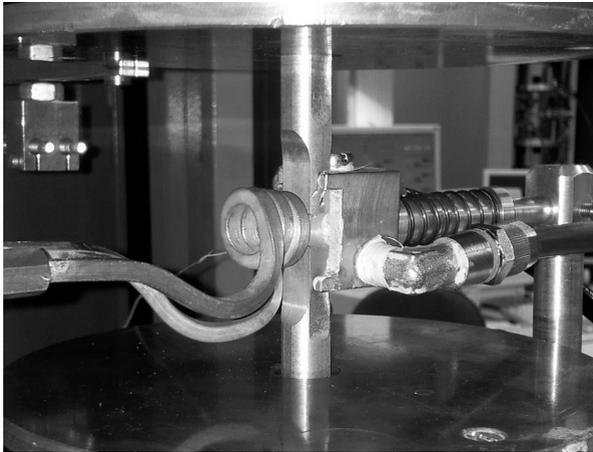


Abbildung 4.5: Demonstratorprobe im eingebauten Zustand mit Induktionsspule und angesetzter Kühlplatte

wurden in Vorversuchen ermittelt und werden in Kapitel 7.1 vorgestellt. Die Aufheizrate für die beheizte Seite war 10 K/s, die Haltezeit bei der Maximaltemperatur von 250 °C betrug 60 s und es stellte sich eine durchschnittlich Abkühlrate von 8 K/s ein. Die angestrebten 10 K/s Abkühlrate konnten nicht realisiert werden, da über die gekühlten Spannfassungen und die angesetzte Kühlplatte nicht genügend Wärme abgeführt wurde. Die Probe wurde zunächst kraftfrei eingespannt und ohne Einwirkung äußerer Kräfte auf Minimaltemperatur aufgeheizt. Aufgrund des Temperaturgradienten innerhalb der Probe stellten sich dabei Zug- und Druckspannungen ein, solange die Probe keine Kraft von außen erfährt. Daraufhin wurden fünf Temperaturzyklen durchgeführt, ebenfalls ohne äußere Kräfte auf die Probe. Anschließend wurde in Nenndeckungs-kontrolle umgeschaltet und diese konstant gehalten.

Die TMF-Versuche an den Demonstratorproben wurden an einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick durchgeführt, deren Aufbau identisch war mit dem der für die TMF-Versuche verwendeten Prüfmaschine (siehe Kapitel 4.3). Die Proben wurden einseitig induktiv durch einen Hochfrequenzgenerator der Firma Hüttinger vom Typ IG 20/200 HY mit einer Maximalleistung von 24 kW und einer wassergekühlten

Induktionsspule beheizt. In Abbildung 4.5 ist die Probe mit Induktionsspule zu sehen. Zum Abkühlen der Probe wurde eine mit Wasser durchströmte Kühlplatte verwendet, welche auf der Seite gegenüber der Induktionsspule mittels einer Druckfeder an die Probe gepresst wurde. Um einen möglichst guten Wärmeübergang zwischen Probe und Kühlplatte zu realisieren, wurde auch hier eine handelsübliche Kühlpaste (für CPU-Kühlung) möglichst dünn zwischen Kühlplatte und Probe aufgebracht. Im Gegensatz zu den TMF-Versuchen in Kapitel 4.3 wurde keine Druckluftkühlung verwendet.

Die Temperaturerfassung erfolgte bei den Vorversuchen mittels mehrerer Thermoelemente vom Typ K. Zwei dieser Thermoelemente wurden jeweils auf den abgeflachten Seiten zwischen den beiden Kerben aufgeschweißt, um die Temperatur auf der beheizten und der gekühlten Seite im Zentrum der Messstrecke zu ermitteln. Ein weiteres Thermoelement wurde auf der beheizten Seite am Fuß des abgeflachten Bereichs, an der Stelle, an welcher der Radius zum runden Einspannbereich beginnt, angeschweißt. Dieses Thermoelement wurde zum Regeln der Temperatur verwendet. Des Weiteren wurden an zwei Bohrungen, mittig zwischen den beiden Kerben, mit zwei weiteren Thermoelementen die Temperaturen jeweils zwei Millimeter unter der Oberfläche der beheizten und gekühlten Seite ermittelt. So konnte ein geeigneter Temperatur-Zeit-Verlauf für vier Stellen innerhalb der Messstrecke erstellt werden. In den TMF-Versuchen wurde nur noch das Thermoelement zur Temperaturregelung verwendet, da Schweißpunkte und Bohrungen innerhalb der Messstrecke die Lebensdauer der Probe beeinflusst hätten. Die Temperatur dieses Thermoelements wurde in den Vorversuchen auf die Temperatur zwischen den Kerben auf der beheizten Seite kalibriert.

4.5 Metallografische und fraktografische Untersuchungen

4.5.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen zur Charakterisierung des Gefüges wurden an polierten und geätzten Proben mit einem Mikroskop der Firma Leitz vom Typ

Aristomet und einem maximalen Vergrößerungsfaktor von 1000 durchgeführt. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen der Bruchflächen wurden mit einem Makroskop der Firma Leica vom Typ Wild M420 mit einem maximalen Vergrößerungsfaktor von 32 durchgeführt.

4.5.2 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Sämtliche rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen von geätzten sowie ungeätzten Schlifflinien, wie auch Bruchflächenuntersuchungen wurden mit einem Rasterelektronenmikroskop der Firma Zeiss vom Typ EVO 50 durchgeführt.

4.6 Härtemessungen

Für die Bestimmung der Härte wurde ein Kleinlast-Härteprüfer vom Typ Shimadzu HMV 2000 mit einer Prüfkraft von 0,05 N verwendet. Es wurden Mikrohärtemessungen an polierten, ungeätzten Proben im α -Mischkristall durchgeführt. Dabei fanden Messungen an Proben mit unterschiedlich langen Auslagerungszeiten statt. Pro Zustand wurden jeweils zwei Proben mit jeweils 10 Härteeindrücken geprüft, wobei die Einwirkzeit jeweils zehn Sekunden betrug.

5 Isotherme Versuche

5.1 Quasistatische Versuche

Wie in Kap. 4.1 beschrieben, wurden Zugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und an unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen durchgeführt. Dabei wurden zusätzlich zur Wärmebehandlung im Anlieferungszustand unterschiedlich lange Auslagerungen (0 bis 1000 h) bei einer Auslagerungstemperatur von jeweils 250 °C durchgeführt, um das Alterungsverhalten des Werkstoffes im Motorenbetrieb beschreiben zu können. Die Zugversuche wurden im Rahmen einer Studienarbeit [121] durchgeführt.

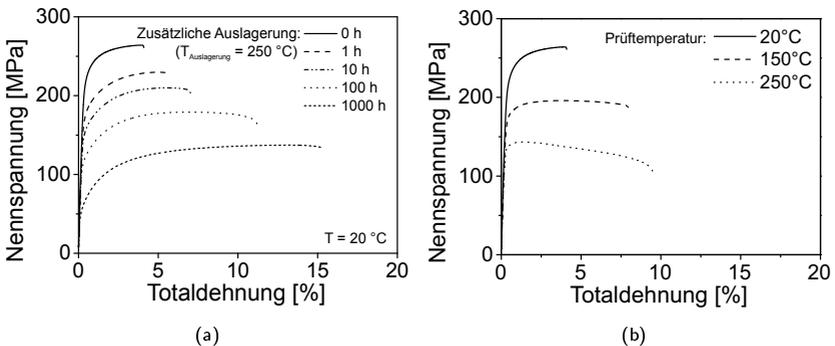


Abbildung 5.1: Zugverfestigungskurven für unterschiedliche Auslagerungszeiten (a) und unterschiedliche Prüftemperaturen (b) im Wärmebehandlungszustand T6

5.1.1 Zugversuche an AlSi10Mg T6

Abbildung 5.1 zeigt unterschiedliche Zugverfestigungskurven von AlSi10Mg T6. Beispielsweise sind verschiedene Zugversuche bei Raumtemperatur nach unterschiedlich langen Auslagerungszeiten in Abb. 5.1a dargestellt. Diese zeigen mit zunehmender Auslagerungsdauer bei einer Auslagerungstemperatur von 250 °C einen Abfall der Zugfestigkeit bei gleichzeitiger Zunahme der Bruchdehnung. Abb. 5.1b zeigt die Temperaturabhängigkeit des Verfestigungsverhaltens im Wärmebehandlungszustand T6. Es ist zu erkennen, dass die Festigkeiten mit steigender Temperatur abnehmen und die Bruchdehnungen zunehmen. Des Weiteren zeigen die Versuche bei der Prüftemperatur von 250 °C ab einer Totaldehnung von etwa zwei Prozent eine Abnahme der Spannung mit weiterer Zunahme der Dehnung, wobei jedoch keine Einschnürung der Probe festzustellen ist.

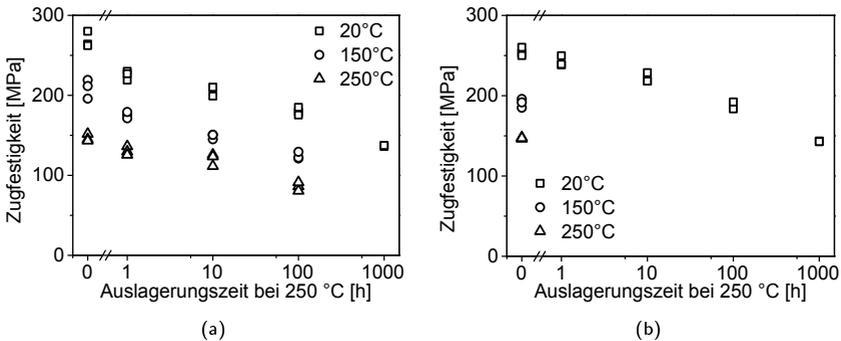


Abbildung 5.2: Veränderung der Zugfestigkeiten von AlSi10Mg T6 (a) und T7 (b) in Abhängigkeit der Auslagerungszeit für verschiedene Prüftemperaturen

Abb. 5.2a zeigt die Abnahme der Zugfestigkeiten bei zunehmender Auslagerungsdauer für die unterschiedlichen Prüftemperaturen bei einer Auslagerungstemperatur von 250 °C. Es ist zu erkennen, dass die Zugfestigkeiten bei Raumtemperatur und 150 °C

nach einer Auslagerungszeit von einer Stunde um etwa 50 MPa abnehmen und nach weiteren 9 h Auslagerungszeit um etwa weitere 25 MPa. Auch für 250 °C ist ein Abfall der Zugfestigkeit zu erkennen.

Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls zeigt Abb. 5.3a. Der E-Modul beträgt bei Raumtemperatur etwa 70 GPa, bei 150 °C 65 GPa und nimmt bei 250 °C auf etwa 62 GPa ab.

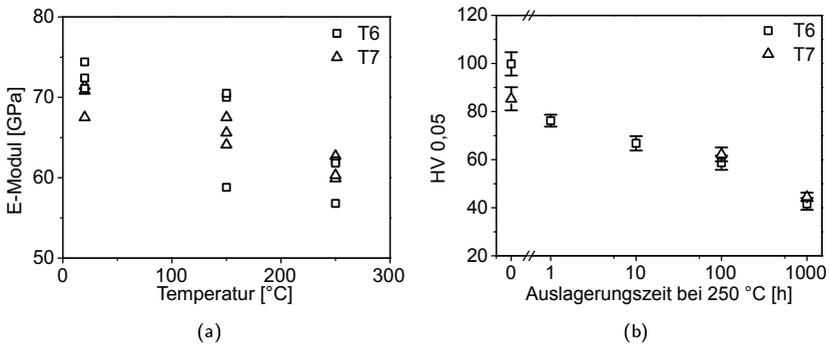


Abbildung 5.3: Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von AlSi10Mg (a) und Härteverläufe für AlSi10Mg an unterschiedlich lang überalterten Proben im Ausgangszustand T6 und T7 (b)

5.1.2 Zugversuche an AlSi10Mg T7

Die Zugverfestigungskurven von AlSi10Mg im Wärmebehandlungszustand T7 zeigen, wie auch die Zugverfestigungskurven im Zustand T6, eine abnehmende Zugfestigkeit mit zunehmender zusätzlicher Auslagerungszeit bei 250 °C. In Abbildung 5.4a sind beispielhaft die Zugverfestigungskurven für unterschiedlich lang ausgelagerte Proben im Ausgangszustand T7 dargestellt. So liegt die Zugfestigkeit im Ausgangszustand T7 bei etwa 255 MPa und nimmt während der ersten Stunde der Auslagerung bei

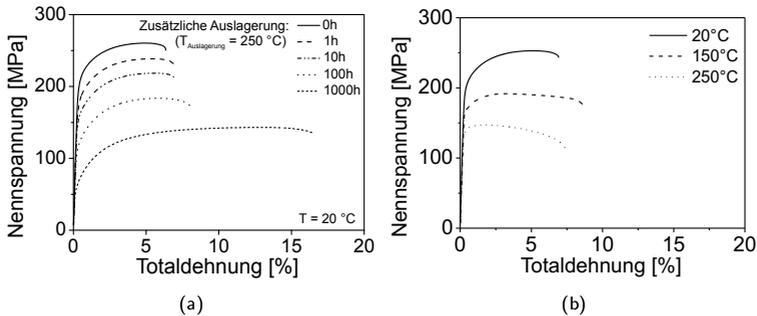


Abbildung 5.4: Zugverfestigungskurven für unterschiedliche Auslagerungszeiten (a) und unterschiedliche Prüftemperaturen (b) im Wärmebehandlungszustand T7

250 °C um etwa 10 MPa auf 245 MPa ab. Während der weiteren Auslagerung nimmt die Zugfestigkeit auf 190 MPa nach 100 h Auslagerung und 143 MPa nach 1000 h ab. Wie aus Abbildung 5.4b hervorgeht, nimmt auch hier die Zugfestigkeit mit steigender Prüftemperatur ab. In Abbildung 5.2b sind diese ermittelten Zugfestigkeiten für die unterschiedlichen Auslagerungszeiten bei 20 °C als Prüftemperatur, sowie die ermittelten Zugfestigkeiten im Ausgangszustand bei 150 °C und 250 °C als Prüftemperatur dargestellt.

5.1.3 Mathematische Beschreibung des Verformungsverhaltens

Das Verformungsverhalten lässt sich nach Ludwik [26] mithilfe der Gleichung 2.4 als Funktion der Fließspannung σ_0 , des Parameters K_L , der wahren Dehnung φ und des Verfestigungsexponenten n beschreiben. Alle in diesem Kapitel beschriebenen Zugverfestigungskurven, für die diese Näherung durchgeführt wurde, sind an Proben aus AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 mit unterschiedlich langer zusätzlicher Warmauslagerung bei 250 °C, erstellt worden. Ein Teil der mathematischen Näherungen wurden im Rahmen einer Bachelorarbeit [122] angepasst.

Für alle Zugverfestigungskurven bei Raumtemperatur wurde dabei der Parameter K_L der Näherungsfunktion als 272 MPa vorgegeben. Abbildung 5.5a und 5.5b zeigen beispielhaft zwei im Versuch bestimmte Verfestigungskurven und die dazugehörigen berechneten Näherungskurven für eine Probe nach 10 h bzw. 100 h zusätzlichem Warmauslagern mit der Prüftemperatur $T = 20^\circ\text{C}$. Beide dargestellten Näherungsfunktionen zeigen wie bei allen durchgeführten Versuche eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Daten.

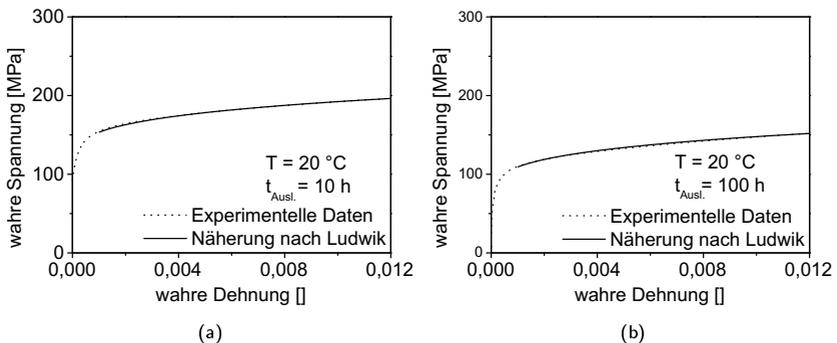


Abbildung 5.5: Mathematische Näherung und im Versuch ermittelte Daten für das Verformungsverhalten von AlSi10Mg T6 nach 10 h (a) und nach 100 h Warmauslagern bei 250°C (b)

Die berechneten Werte für die Fließspannungen σ_0 der Gleichung 2.4 sind in Abbildung 5.10a in Abhängigkeit der Auslagerungszeit dargestellt. Diese Werte wurden für die in Kapitel 5.1.1 beschriebenen Zugversuche bei der Prüftemperatur $T = 20^\circ\text{C}$ bestimmt. Zu erkennen ist, dass die Fließspannung mit steigender Auslagerungszeit gegenüber den Werten ohne Auslagerung bei etwa 110 MPa bis zu Werten von etwa 20 MPa nach 1000 h Auslagerungszeit abnimmt.

Der Verlauf des Verfestigungsexponenten n aus Gleichung 2.4 in Abhängigkeit der Auslagerungszeit ist in Abbildung 5.10b gezeigt. Es ist deutlich zu sehen, wie der Verfestigungsexponent innerhalb der ersten 100 h Auslagerungszeit von etwa 0,13 auf etwa 0,21 zunimmt und sich im weiteren Verlauf keine Änderung mehr ergibt.

5.1.4 Härteprüfung

Abbildung 5.3b zeigt die Mittelwerte der Härte nach Vickers bei Raumtemperatur über der Auslagerungszeit bei 250 °C. Geprüft wurden Proben im Ausgangszustand T6 und T7. Die mittlere Härte der Proben des Wärmebehandlungszustandes T6 beträgt vor der Auslagerung 100 HV 0,05 und etwa 85 HV 0,05 für den Wärmebehandlungszustand T7. Mit zunehmender Auslagerungszeit tritt ein Abfall der Härtewerte ein. Nach 100 h Auslagerungszeit beträgt die Härte für den Ausgangszustand T6 noch etwa 59 HV 0,05 und für den Ausgangszustand T7 etwa 62 HV 0,05.

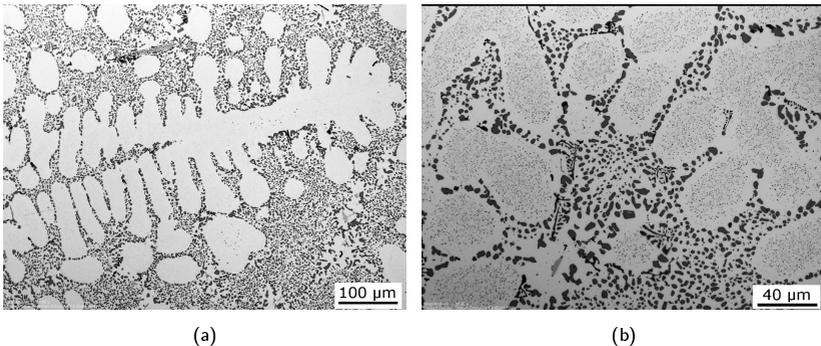


Abbildung 5.6: Geätztes Schlibfbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 nach zusätzlicher Auslagerung für 1 h bei 250 °C (a) sowie Geätztes Schlibfbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert (b)

5.1.5 Metallografische Untersuchungen

Es wurden metallografische Untersuchungen des Werkstoffs AlSi10Mg im Wärmebehandlungszustand T6 und T7 jeweils im Ausgangszustand sowie an zusätzlich unterschiedlich lange bei 250 °C ausgelagerten Proben durchgeführt. Hierbei wur-

de lichtmikroskopisch untersucht, wie sich das Gefüge während des Warmauslagerns verändert.

Abbildung 5.6a zeigt ein Schliffbild einer Probe aus AlSi10Mg im Zustand T6 und nach zusätzlich einer Stunde Auslagerung bei 250 °C. Deutlich zu erkennen ist das dendritische Gussgefüge mit dem eutektischen Anteil zwischen den Dendriten. Innerhalb der aus α -Mg bestehenden Dendriten sind feine Mg_2Si Ausscheidungen zu erkennen. Das Gefüge im Ausgangszustand und nach weiterem Auslagern bis zu zehn Stunden zeigt keine Unterschiede zwischen den Ausgangszuständen T6 und T7.

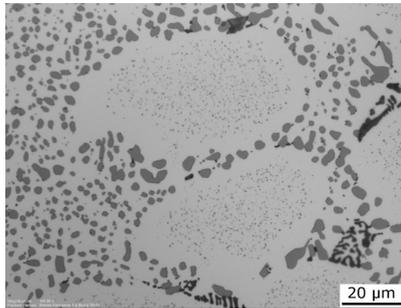


Abbildung 5.7: Geätztes Schliffbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert

Nach 1000 h Auslagern bei 250 °C zeigen die Schliffuntersuchungen für den Ausgangszustand T6 ausscheidungsfreie Säume innerhalb der α -Dendriten auf, wie in Abbildung 5.6b zu erkennen ist. Des Weiteren weisen Proben im Ausgangszustand T6 keine Ausscheidungen innerhalb des eutektischen Gefüges auf. Im Gegensatz hierzu sind bei Proben im Ausgangszustand T7 in jedem Überalterungszustand vom Ausgangszustand bis zu 1000 h Auslagerung bei 250 °C feine Ausscheidungen in allen Bereichen, auch im eutektischen, zu erkennen, wie in den Abbildungen 5.8b und 5.8a dargestellt ist.

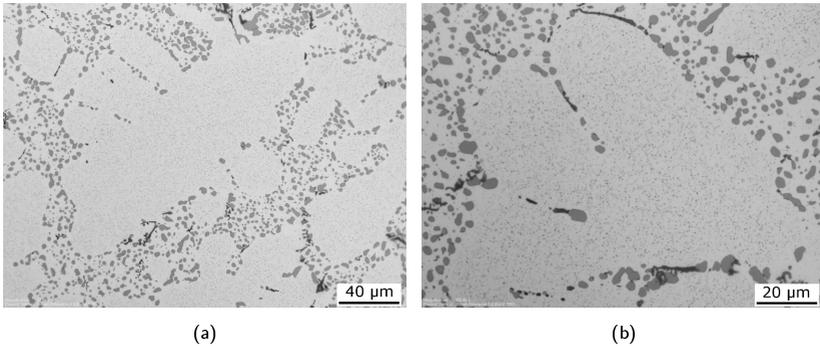


Abbildung 5.8: Geätztes Schlibbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T7 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert

5.1.6 Diskussion des quasistatischen Werkstoffverhaltens und der metallografischen Untersuchungen

Im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 weisen die Proben erwartungsgemäß höhere Festigkeiten und geringere Bruchdehnungen auf als Proben im Wärmebehandlungszustand T7. Mit zunehmender Auslagerungsdauer bei 250 °C ändert sich das und die ehemaligen T7 Zustände weisen höhere Festigkeiten und geringere Bruchdehnungen auf als die T6 Zustände. In Abbildung 5.9a sind beispielhaft zwei Zugverfestigungskurven von AlSi10Mg im Zustand T6 und T7 ohne weiteres Warmauslagern und nach 100 h zusätzlichen Warmauslagerns dargestellt. Deutlich zu erkennen ist der Wechsel der maximalen Zugfestigkeit und der Bruchdehnung vom Ausgangszustand und nach 100 h Warmauslagerung.

Dieser Wechsel könnte auf die ausscheidungsfreien Säume in den Ausgangszuständen T6 zurückzuführen sein, da diese vermutlich eine geringere Festigkeit aufweisen als vergleichbare Bereiche in den Ausgangszuständen T7, wo diese Randbereiche der Dendriten selbst nach 1000 h Warmauslagerns Ausscheidungen aufweisen.

In Abbildung 5.9b ist der Vergleich mehrerer Spannungs-Dehnungskurven basierend auf der Ludwik-Gleichung (Gleichung 2.4) dargestellt. Eine Veränderung der Fließ-

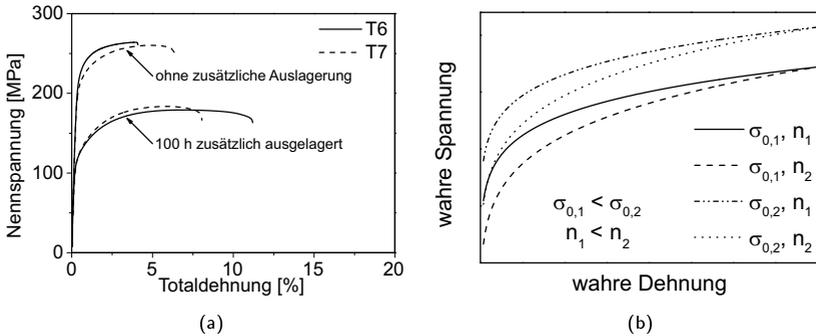


Abbildung 5.9: Vergleich der Zugverfestigungskurven im Wärmebehandlungszustand T6 und T7 für verschiedene lange Auslagerungszeiten (a) und Vergleich verschiedener berechneter Verfestigungskurven auf Basis verschiedener Fließspannungen und verschiedener Verfestigungsexponenten (b)

spannung σ_0 führt zu einer Vertikalverschiebung der Zugverfestigungskurven. Eine Erhöhung des Verfestigungsexponenten n führt hingegen zu niedrigeren Spannungen bei geringen Dehnungswerten, jedoch zu einer steileren Kurve im Bereich großer Dehnungen.

Das von der Wärmebehandlung abhängige Verfestigungsverhalten der Legierung AlSi10Mg kann gut mithilfe des Ansatzes nach Ludwik (Gleichung 2.4) beschrieben werden. Hierbei kann die Fließspannung als Exponentialfunktion in folgender Form hinreichend gut angenähert werden

$$\sigma_0 = a + b \cdot e^{-\frac{t}{t_0}}, \quad (5.1)$$

wie in Abbildung 5.10a dargestellt ist. Die ermittelten Parameter sind $a = 17,043$, $b = 69,93$ und $t = 113,95$. Hierbei ist gut zu erkennen, dass die Näherung für die Fließspannung zunächst mit steigender Auslagerungsdauer stark abnimmt und sich im weiteren Verlauf nur noch wenig ändert. Diese Annahme ist zutreffend, da die Festigkeit ausgehend vom vollausgehärteten Zustand T6 zunächst schnell abnimmt und sich im weiteren Verlauf langsam einem Gleichgewichtszustand annähert.

5. Isotherme Versuche

Bei der Anpassung der Fitparameter an die unterschiedlichen experimentell ermittelten Zugverfestigungskurven zeigt sich, dass K_L kaum Schwankungen aufweist. Daher wurde K_L im Weiteren als konstant zu 272 MPa angenommen, wie in Abschnitt 5.1.3 beschrieben.

Der Verfestigungsexponent n kann durch eine weitere Exponentialfunktion wie in Gleichung 5.2 hinreichend gut beschrieben werden:

$$n = A(1 + t)^B. \quad (5.2)$$

Die berechneten Verfestigungsexponenten aus den durchgeführten Versuchen und die zugehörige Näherung sind in Abbildung 5.10b dargestellt. Hierbei ist wie in der Beschreibung für die Fließspannung zunächst eine starke Änderung des Exponenten für kleine Auslagerungszeiten ausgehend vom vollausgehärteten Zustand T6 zu erkennen. Im weiteren Verlauf nimmt die Änderung ab und nähert sich einem Gleichgewichtszustand an. Die ermittelten Parameter sind $A = 0,169$ und $B = 0,06145$.

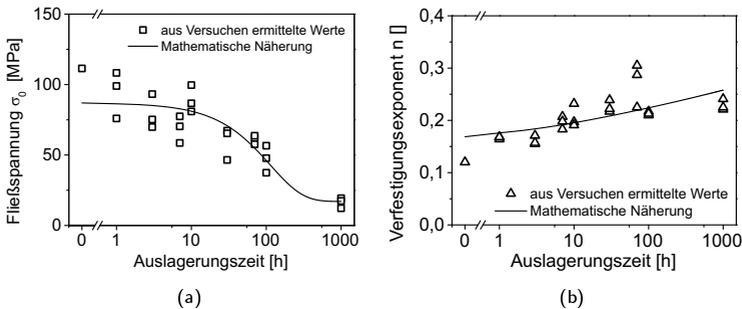


Abbildung 5.10: Aus Versuchsdaten ermittelte Fließspannungen und mathematische Näherung (a) sowie zugehörige Verfestigungsexponenten mit mathematischer Näherung (b) der Ludwikgleichung

5.2 Parameterbestimmung Two-Layer-Viscoplastic Werkstoffmodell

Für die Bestimmung der Parameter des Werkstoffmodells Two-Layer-Viscoplastic wurden komplexe LCF-Versuche bei verschiedenen Temperaturen von 20 °C bis 250 °C durchgeführt. Eine genaue Beschreibung der Versuchsdurchführung ist in Kapitel 4.2 zu finden. Anschließend wurden die experimentell ermittelten Dehnungswerte und die zugehörigen ermittelten induzierten Spannungswerte mit den berechneten Spannungs- und Dehnungswerten verglichen und die Materialparameter für die entsprechende Temperatur optimiert. Als Startwerte bei dieser Optimierung wurde dabei auf geeignete, vorhandene Werkstoffparameter einer ähnlichen Legierung zurückgegriffen, wodurch eine aufwändige Bestimmung der Startparameter entfiel.

In Abbildung 5.11 ist ein Dehnungsverlauf eines komplexen LCF-Versuches gezeigt, wie er zur Optimierung und Feinanpassung der Parameter verwendet wurde. Deutlich zu erkennen sind die unterschiedlichen Dehnraten und Dehnungsamplituden wie auch die beiden Haltezeiten im Zug- und Druckbereich.

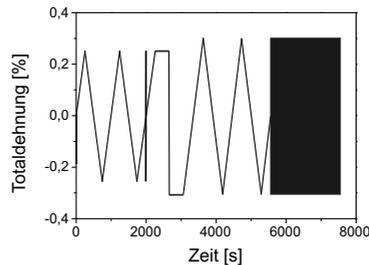


Abbildung 5.11: Dehnungsverlauf eines komplexen LCF-Versuchs mit verschiedenen Dehnungsamplituden, Dehnraten und Haltezeiten im Zug- und Druckbereich

Mithilfe der Simulation soll das Werkstoffverhalten an der höchstbelasteten Stelle der bauteilnahen Probe bestimmt werden. Diese bildet die Basis für eine Lebensdauer vorhersage. Hierfür ist eine möglichst gute Abbildung der für die im Lebensdauermodell verwendeten Kenngrößen entscheidend, wobei die Minimierung der mathematischen Abweichung zwischen der im Versuch ermittelten und berechneten Spannung weniger

zweckmäßig ist. Die hier ermittelten Parameter wurden deshalb dahingehend optimiert, dass die umgesetzte Verformungsarbeit die besten Übereinstimmung zwischen Modell und Versuch aufzeigt. Die Parameter des Werkstoffmodells wurden dazu manuell iterativ optimiert. Mathematische Optimierungsalgorithmen wurden nicht verwendet, um eine physikalisch möglichst sinnvolle Beschreibung zu erhalten.

Die optimierten Materialparameter sind tabellarisch mit den Bezeichnungen, wie sie in Abaqus verwendet werden, im Anhang (Kapitel 10) zu finden.

6 TMF-Versuche

6.1 Bestimmung der technischen Anrisslastspielzahl mittels der Probensteifigkeit

Da bei den verwendeten Proben die TMF-Versuche aufgrund sehr langer Versuchslaufzeiten infolge der dehnungsgeregelten Versuchsführung nicht bis zum Bruch durchgeführt werden konnten und es aus technischer Sicht uninteressant ist, wann die Probe vollständig bricht, war es notwendig, ein geeignetes Kriterium für das Versagen der Probe zu definieren. Hierfür wurde die normierte Steifigkeit der Probe verwendet. Trägt man die auf den Anfangswert S_0 normierte Steifigkeit der Probe S/S_0 über der Lastspielzahl auf, stellt sich ein charakteristischer Verlauf ein. Dabei sind zwei Bereiche der Entwicklung der Steifigkeit deutlich voneinander zu unterscheiden. Beschreibt man den Steifigkeitsabfall in diesen Bereichen jeweils mit einer Geraden, so definiert deren Schnittpunkt die in dieser Arbeit verwendete Anrisslebensdauer N_A , die mit der Entstehung eines technischen Anrisses verbunden ist. In Abbildung 6.1 ist diese Vorgehensweise skizziert. Erste Versuche zur Bestimmung der Risslänge bei dieser Definition der Anrisslebensdauer ergeben eine Risstiefe von etwa einem Millimeter. Dabei ist die Kerbtiefe (vgl. Abbildung 3.5) von etwa $500 \mu m$ bereits enthalten.

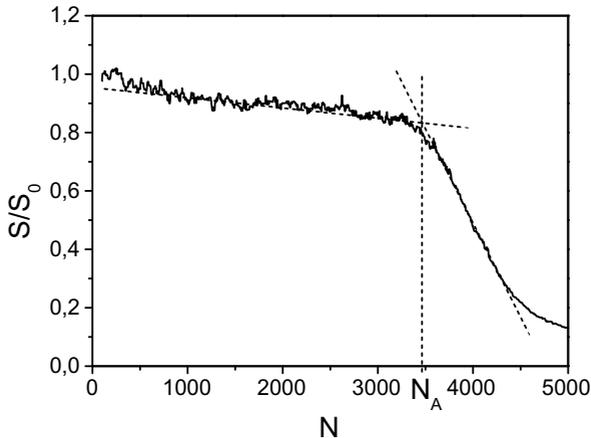


Abbildung 6.1: Bestimmung der Anrisslebensdauer über den Schnittpunkt der approximierten Verläufe der normierten Steifigkeit

6.2 TMF-Versuche an AISi10Mg

Es wurden TMF-Versuche an AISi10Mg durchgeführt, um den Einfluss der mikrostrukturellen Veränderungen in den ersten Zyklen und den Einfluss der Haltezeit im ersten Zyklus auf die Schädigung und die Lebensdauer zu untersuchen.

6.2.1 TMF-Versuche an AISi10Mg mit 10 Vorzyklen und konstanter Haltezeit

Um den Einfluss des mikrostrukturellen Zustands zu Versuchsbeginn auf die Schädigung und die Lebensdauer zu untersuchen, wurden zunächst TMF-Versuche mit 10 TMF-Zyklen in den Ausgangswärmebehandlungszuständen T6 und T7 durchgeführt und die Proben anschließend 100 h lang bei 250 °C ausgelagert. Nach dem Auslagern wurden die TMF-Versuche wie in Kapitel 4.3 beschrieben fortgesetzt.

Die mechanischen Dehnungsamplituden wurden dabei gleich groß wie die thermischen

Dehnungsamplituden gewählt, was 0,23 % entspricht. Die verwendeten Proben wiesen eine Startkerbe auf, um gewährleisten zu können, dass der Anriss auf der Seite des Ansatzdehnungsaufnehmers initiierte. Dies war notwendig, um die Steifigkeit reproduzierbar ermitteln zu können. Ebenfalls zur Ermittlung der Steifigkeit wurde nach jedem dritten TMF–Zyklus ein isothermer Zyklus eingeschoben, um thermische Effekte ausschließen zu können. Dieses Vorgehen wird ausführlich in Kapitel 4.3 beschrieben. Die Maximal- und Minimaltemperaturen betragen 250 °C bzw. 50 °C. Bei Maximaltemperatur wurde eine Haltezeit von 60 s realisiert.

Die Lebensdauern nach der Definition aus Kapitel 6.1 betragen für die TMF–Versuche im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 3120 und 3745 TMF–Zyklen. Im Ausgangswärmebehandlungszustand T7 sind diese 3385 und 4140 TMF–Zyklen. Die Spannungsamplituden der in Abbildung 6.2a gezeigten Teilversuche nehmen bis zur Anrisslastspielzahl N_A kontinuierlich ab. Die Mittelspannungen sind zu Versuchsbeginn etwa 30 MPa, nehmen aber innerhalb der ersten 20 TMF–Zyklen auf etwa 17 bis 18 MPa ab und bleiben dann bis zur Anrisslastspielzahl in etwa konstant. In Abbildung 6.2 sind die normierten Steifigkeiten über der Lastspielzahl dargestellt. Deutlich zu erkennen ist hierbei der leichte, lineare Abfall der Steifigkeiten bis kurz vor der ermittelten Anrisslastspielzahl aller vier dargestellten Versuche.

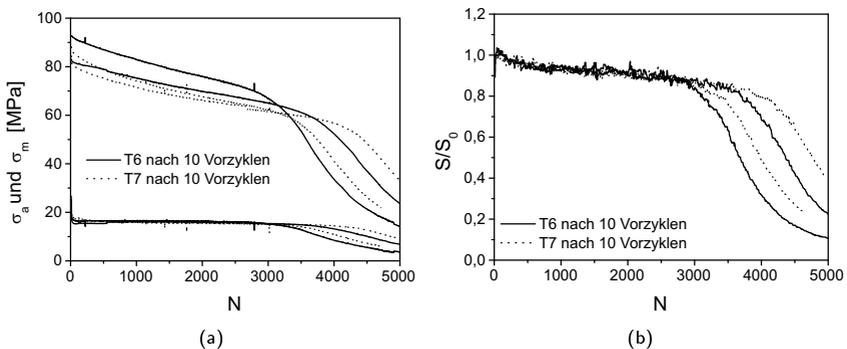


Abbildung 6.2: Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 (b)

In Abbildung 6.3a sind beispielhaft die Hysterese des ersten Zyklus nach dem Warmauslagern sowie die Hysterese nach etwa der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$ für eine Probe im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 dargestellt. Zu erkennen ist die hohe Zugspannung im ersten Zyklus aufgrund der Startbedingungen des Versuchs (vergleiche Kapitel 4.3). Abbildung 6.3b zeigt das Werkstoffverhalten für den Ausgangswärmebehandlungszustand T7.

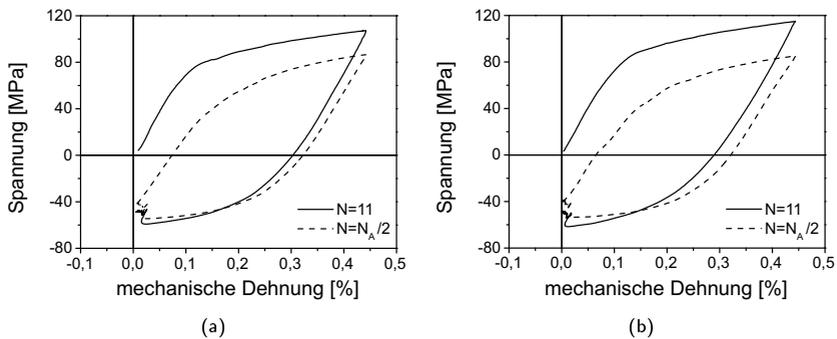


Abbildung 6.3: Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach den Vorzyklen sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AISi10Mg T6 (a) und AISi10Mg T7 (b)

6.2.2 TMF-Versuche an AISi10Mg mit 100 Vorzyklen und konstanter Haltezeit

Um den Einfluss der mikrostrukturellen Veränderungen zu Versuchsbeginn auf die Schädigung und Lebensdauer genauer zu untersuchen, wurde die Anzahl der TMF-Zyklen vor der Wärmebehandlung von 10 auf 100 Zyklen zu den im Kapitel 6.2.1 beschriebenen Versuchen erhöht. Die weiteren Versuchsbedingungen bleiben dabei identisch.

Die Mittelspannungen ebenso wie die Spannungsamplituden zeigen den gleichen Ver-

lauf wie die Versuche mit 10 TMF–Zyklen vor dem Warmauslagern. Die Spannungsamplituden und Mittelspannungen sind in Abbildung 6.4a dargestellt. Die normierten Steifigkeiten über der Lastspielzahl sind in Abbildung 6.4b zu sehen und zeigen für die Versuche an AlSi10Mg T6 einen fast identischen Verlauf wie die Versuche mit 10 TMF–Zyklen vor dem Warmauslagern. Eine der Steifigkeiten für AlSi10Mg T7 zeigt innerhalb der ersten 500 TMF–Zyklen einen Abfall um etwa 15 % und bleibt dann im weiteren Verlauf in etwa konstant bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl. Der Steifigkeitsverlauf der anderen Probe zeigt von Beginn an bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl einen etwa gleich bleibenden Verlauf. Die ermittelten Anrisslastspielzahlen betragen für die Proben in Ausgangswärmebehandlungszustand T6 3460 und 3710 Zyklen, im Ausgangswärmebehandlungszustand T7 3730 und 3850 Zyklen.

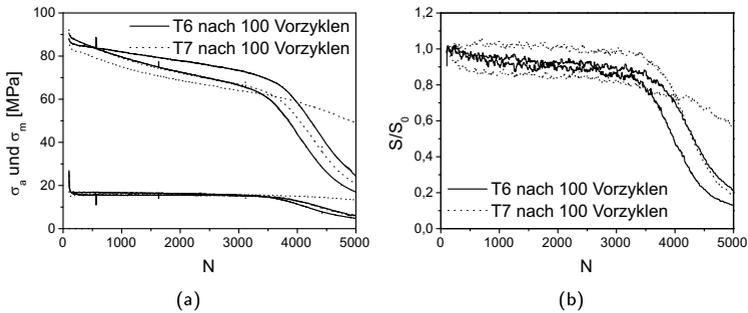


Abbildung 6.4: Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 (b)

Für jeweils einen Versuch sind in Abbildung 6.5a der erste Zyklus nach dem Warmauslagern und nach etwa $N_A/2$ für AlSi10Mg T6 und in Abbildung 6.5b für AlSi10Mg T7 dargestellt.

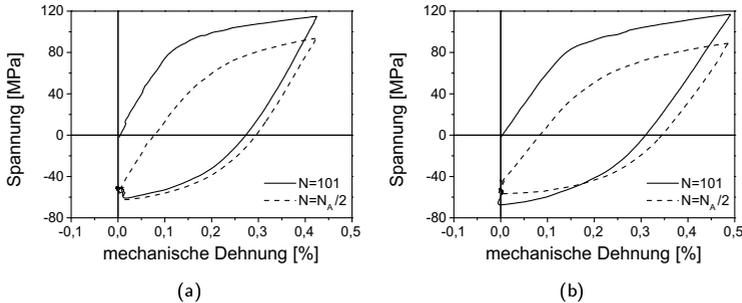


Abbildung 6.5: Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach den Vorzyklen sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)

6.2.3 TMF-Versuche an AlSi10Mg mit 10 Vorzyklen und verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus

Um den Einfluss der Haltezeit im ersten Zyklus auf die Lebensdauer und Schädigung zu untersuchen, wurden die Versuche aus Kapitel 6.2.1 dahingehend variiert, dass die Haltezeit im ersten Zyklus von 60 s auf 600 s verlängert wurde. Ansonsten sind die Versuche mit identischen Parametern durchgeführt worden.

Die Anrisslastspielzahlen betragen für AlSi10Mg T6 2840 und 2920 Zyklen, sowie für AlSi10Mg T7 3525 und 3470 Zyklen. Die Spannungsamplituden und Mittelspannungen der Versuche sind in Abbildung 6.6a dargestellt. Die Spannungsverläufe der Versuche an AlSi10Mg T6 zeigen einen sehr ähnlichen Verlauf wie die Versuche ohne verlängerte Haltezeit (Kapitel 6.2.1), ebenso wie ein Versuch an AlSi10Mg T7. Der Verlauf der Spannungsamplitude des anderen Versuchs verläuft bei deutlich geringeren Werten und zeigt erst etwa 1000 TMF-Zyklen nach dem anderen Versuch eine deutliche Abnahme der Spannungsamplitude. Jeweils einer der Verläufe der normierten Steifigkeiten für AlSi10Mg T6 und AlSi10Mg T7 zeigen einen annähernd konstanten Verlauf bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl und der jeweils andere Versuch zeigt einen leichten, annähernd linearen Abfall der normierten Steifigkeit bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl.

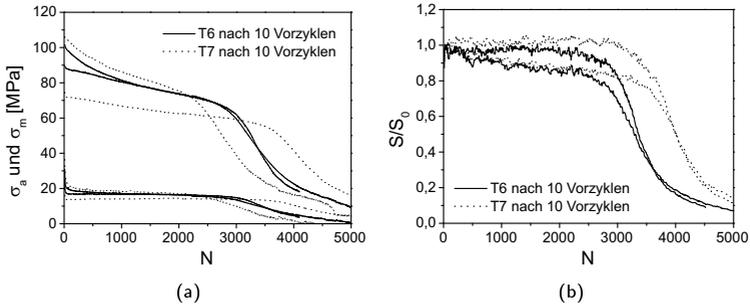


Abbildung 6.6: Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus (b)

Jeweils eine Hystereseschleife für den ersten Zyklus nach Warmauslagern und nach etwa $N_A/2$ ist für AlSi10Mg T6 in Abbildung 6.7a dargestellt, für AlSi10Mg T7 in Abbildung 6.7b.

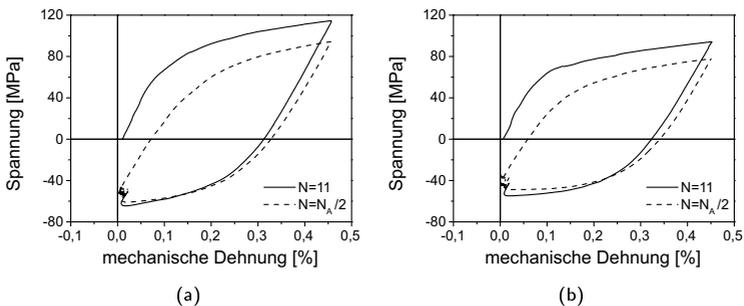


Abbildung 6.7: Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach dem Warmauslagern sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)

6.2.4 TMF-Versuche an AlSi10Mg mit 100 Vorzyklen und verlängerter Haltezeit im ersten Zyklus

Bei den durchgeführten Versuchen wurde die Haltezeit im ersten TMF-Zyklus aus Kapitel 6.2.2 von 60 auf 600 s verlängert. Die übrigen Parameter sind bei den durchgeführten Versuchen identisch.

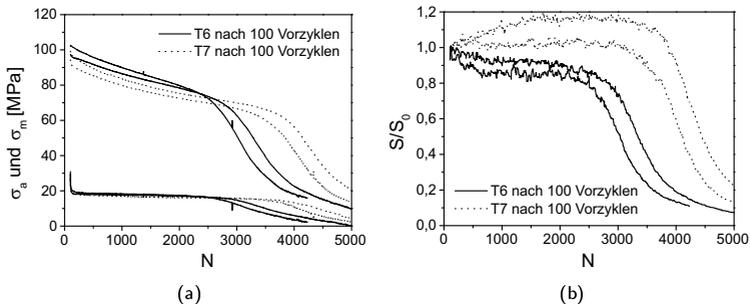


Abbildung 6.8: Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF-Zyklus(b)

Die ermittelten Anrisslastspielzahlen betragen für AlSi10Mg T6 2600 und 2780 Zyklen, für AlSi10Mg T7 3765 und 3575 Zyklen. Die Verläufe der Spannungsamplituden und Mittelspannungen sind in Abbildung 6.8a gezeigt. Die Mittelspannungen und Spannungsamplituden zeigen einen prinzipiell ähnlichen Verlauf wie die Versuche ohne verlängerte Haltezeit im ersten Zyklus (Kapitel 6.2.2). Die normierten Steifigkeiten über der Lastspielzahl sind in Abbildung 6.8b aufgetragen. Die Versuche an AlSi10Mg T6 zeigen, wie viele andere Versuche auch, zunächst einen leichten Abfall innerhalb der ersten 500 TMF-Zyklen und weisen im weiteren Versuchsverlauf bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl konstante Spannungsamplituden und Mittelspannungen auf. Einer

der Steifigkeitsverläufe der Versuche an AlSi10Mg T7 zeigt einen etwa konstanten Verlauf bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl, die Steifigkeit des anderen Versuchs zeigt zunächst eine Zunahme um etwa 15 % innerhalb der ersten 1000 TMF-Zyklen. Anschließend bleibt die Steifigkeit annähernd konstant bis zur Anrisslastspielzahl. In Abbildung 6.9a und 6.9b sind für AlSi10Mg T6 und AlSi10Mg T7 die Hysteresen der ersten Zyklen nach Warmauslagern und nach $N_A/2$ dargestellt.

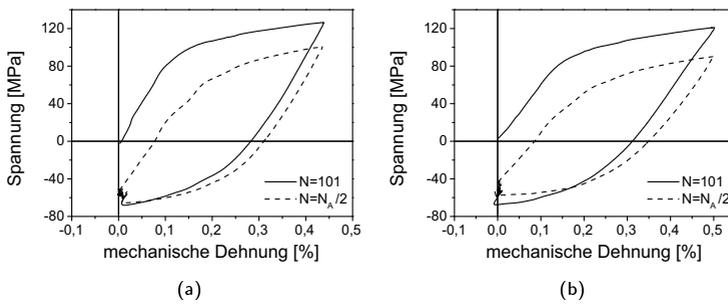


Abbildung 6.9: Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach der Wärmebehandlung sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)

6.2.5 TMF-Versuche an AlSi10Mg ohne Vorzyklen im Ausgangszustand T6 und vollständig überaltert

Um den Einfluss der Vorzyklen im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 bewerten zu können, wurden zusätzlich Versuche ohne Vorzyklen durchgeführt. Hierbei wurden drei TMF-Versuche an Proben im Zustand T6 und zwei Versuche an Proben im Zustand T6, welche zusätzlich 100 h bei 250°C ausgelagert und damit vollständig überaltert wurden, durchgeführt. Die Versuche wurden mit den gleichen Parametern durchgeführt, wie die Versuchsabschnitte nach der Warmauslagerung in den zuvor beschriebenen Versuchen.

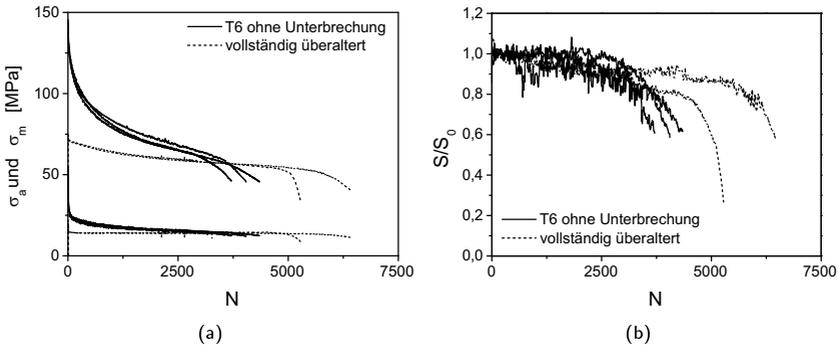


Abbildung 6.10: Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 ohne Unterbrechung und Auslagerung (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl derselben Versuche (b)

Die ermittelten Anrisslastspielzahlen betragen für AlSi10Mg T6 ohne Unterbrechung und Auslagerung 3100, 3420 und 3500 Zyklen, für AlSi10Mg T6 und vollständig überaltert 5100 und 5950 Zyklen. Die Verläufe der Spannungsamplituden und Mittelspannungen sind in Abbildung 6.10a gezeigt. Die Versuche im Zustand T6 zeigen eine schnelle Abnahme der Spannungsamplitude von etwa 140 MPa zu Versuchsbeginn auf 90 MPa nach 500 Zyklen, im weiteren Versuchsverlauf ist die Abnahme der Spannungsamplitude schwächer und geht auf etwa 60 MPa nach 3000 Zyklen zurück. Die Mittelspannung dieser Versuche nimmt innerhalb der ersten 200 Zyklen von 30 auf 20 MPa ab. Im weiteren Versuchsverlauf bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl geht die Mittelspannung auf etwa 13 MPa zurück. Die Spannungsamplituden der Versuche im vollständig überalterten Zustand zeigen zu Versuchsbeginn eine leichte Abnahme von 71 auf 60 MPa nach 2500 Zyklen. Im weiteren Versuchsverlauf ist schließlich nur noch eine leichte Abnahme der Spannungsamplitude um wenige MPa zu beobachten. Die Mittelspannung beträgt über die gesamte Versuchsdauer fast unverändert etwa 13 MPa. Die normierten Steifigkeiten der beschriebenen Versuche sind in Abbildung 6.10b dargestellt.

6.2.6 TMF-Versuche an AISi10Mg mit 10 Vorzyklen und verringerter Dehnungsamplitude

Die Versuchsführung verringerter Dehnungsamplitude entspricht den Versuchen mit vollständiger Dehnungsbehinderung (Kapitel 6.2.1). Die mechanische Dehnungsamplitude wurde jedoch mit etwa 0,18 % auf ca. 80 % der thermischen Dehnungsamplitude reduziert. Ein weiterer TMF-Versuch wurde mit einer weiter verringerten Dehnungsamplitude von etwa 0,14 % durchgeführt.

Die ermittelten Anrisslastspielzahlen bei $\varepsilon \approx 0,18\%$ betragen 6370 und 6010 Zyklen. In Abbildung 6.11a sind die Spannungsamplituden und die Mittelspannungen der beiden Versuche dargestellt. Die Mittelspannung ist mit etwa 1 bis 2 MPa nur unwesentlich kleiner als bei gleichartigen Versuchen mit größerer Dehnungsamplitude (siehe Kapitel 6.2.1). Die Spannungsamplitude beträgt nach dem Warmauslagern etwa 75 bzw. 80 MPa und fällt im Versuchsverlauf kontinuierlich bis zur ermittelten Anrisslastspielzahl ab. Die normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl ist in Abbildung 6.11b dargestellt. Beide Versuche zeigen in den ersten 1000 Zyklen eine leichte Abnahme der Steifigkeit und im weiteren Verlauf bis etwa 4000 Zyklen keine Veränderung mehr. Anschließend kommt es bis zur Anrisslastspielzahl zu einer weiteren Abnahme der Steifigkeit.

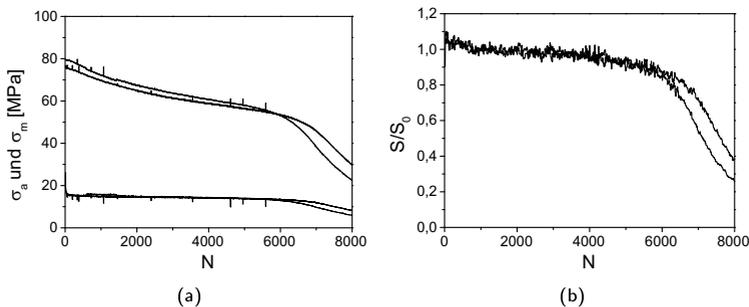


Abbildung 6.11: Wechselverformungskurven für AISi10Mg T6 mit verringerter Dehnungsamplitude (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AISi10Mg T6 mit verringerter Dehnungsamplitude (b)

In den Abbildung 6.12a und 6.12b sind beispielhaft die Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach Warmauslagern und nach $N_A/2$ dargestellt. Der TMF-Versuch mit $\varepsilon \approx 0,14\%$ hat eine Anrisslastspielzahl von 19700 Zyklen.

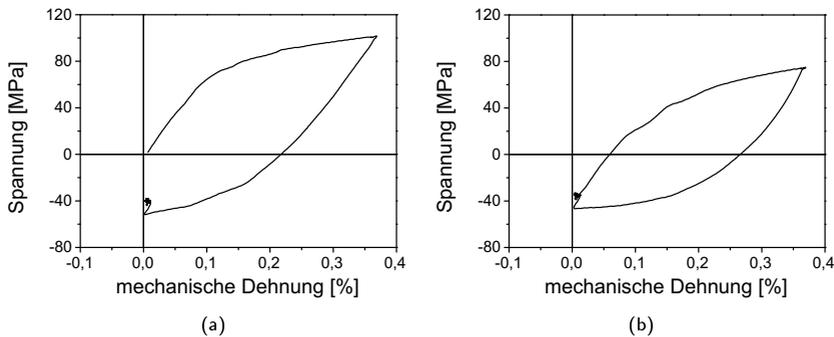


Abbildung 6.12: Hystereseschleife des ersten TMF-Zyklus nach dem Warmauslagern (a) und nach etwa $N_A/2$ (b) für einen TMF-Versuch mit verringerter Dehnungsamplitude

6.3 Vergleichende Betrachtung und Diskussion der TMF-Versuche

In Abbildung 6.13 sind die ermittelten Lebensdauerwerte in Abhängigkeit der Vorzyklen, nach denen die Versuche unterbrochen, die Proben vollständig überaltert und anschließend bis zum Versagen getestet wurden, dargestellt.

Wie zu sehen ist, weist der Wärmebehandlungszustand T7 generell eine etwas höhere Anrisslastspielzahl auf als der Wärmebehandlungszustand T6.

Vergleicht man den Einfluss der Haltezeit während des ersten TMF-Zyklus auf die Anrisslastspielzahl, so ist zu erkennen, dass für die Proben im Wärmebehandlungszustand T6 in den Versuchen ohne verlängerte Haltezeit eine deutlich größere Anrisslastspielzahl erreicht wird. Für Versuche an Proben im Ausgangswärmebehandlungszustand T7 ist dieser Zusammenhang hingegen nur schwach ausgeprägt. Die Anzahl der Vorzyklen zeigt keinen direkten Zusammenhang mit der Anrisslastspielzahl. So sind

die Anrisslastspielzahlen bei TMF-Versuchen mit 10 und 100 Vorzyklen im Mittel etwa gleich.

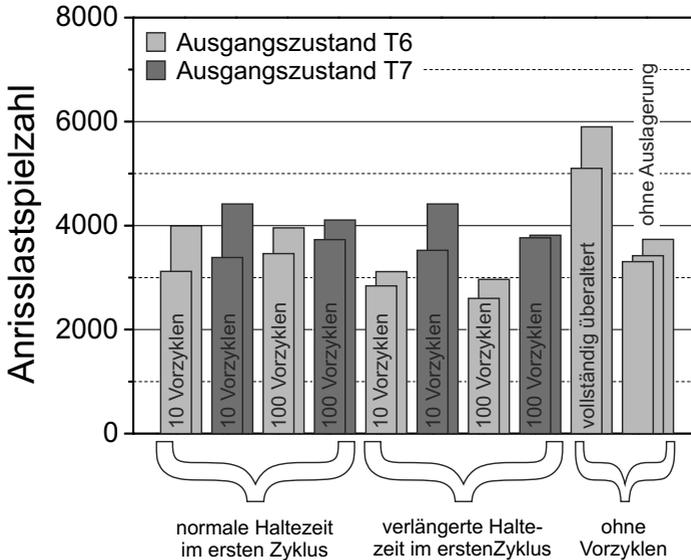


Abbildung 6.13: Anrisslastspielzahlen für verschiedenartige TMF-Versuche im Wärmebehandlungszustand T6 und T7

TMF-Versuche im Ausgangszustand T6 ohne Unterbrechung und Auslagerung zeigen ähnliche Lebensdauerwerte wie TMF-Versuche im Ausgangszustand T6 mit Unterbrechung nach 10 oder 100 TMF-Vorzyklen und anschließender Wärmebehandlung. TMF-Versuche an Proben, welche vor Versuchsbeginn vollständig überaltert wurden, zeigen mit Abstand die höchsten Lebensdauern. Somit ist davon auszugehen, dass in den ersten Zyklen eines TMF-Versuchs eine Schädigung stattfindet, die einen erheblichen Einfluss auf die Lebensdauer hat.

In Abbildung 6.14a sind die Dehnungswöhlerkurven der im vorangegangenen Kapitel beschriebenen Versuche (offene Quadrate) und die Ergebnisse von [24] (schwarze

Punkte) gegenübergestellt. Da mit der mechanischen Totaldehnungsamplitude als Beanspruchungsparameter wesentliche Einflussgrößen auf die Lebensdauer nicht berücksichtigt werden, ist diese Darstellung zur Beschreibung der Lebensdauer nicht ausreichend. Der Vergleich zeigt jedoch, dass die Versuche dieser Arbeit bei vergleichbaren mechanischen Dehnungsamplituden deutlich geringere Lebensdauern aufweisen. Der wesentliche Unterschied zwischen den beiden Untersuchungen besteht im Einbringen der Startkerben bei Proben dieser Arbeit zur gezielten Rissinitiierung. Es ist zu erwarten, dass diese Startkerben die Lebensdauer reduzieren.

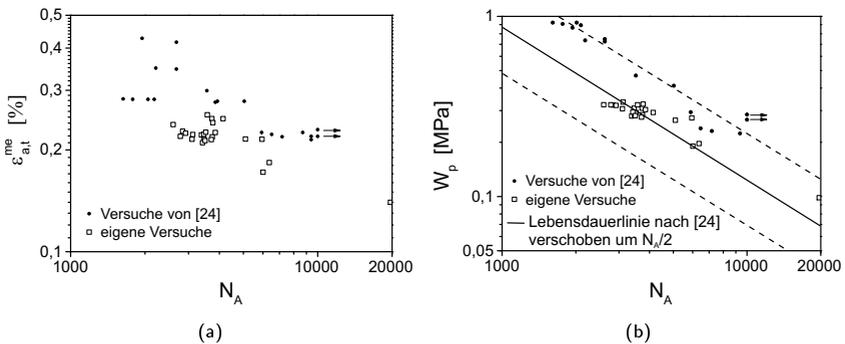


Abbildung 6.14: Dehnungswöhlerkurve (a) und dissipierte plastische Verformungsenergie W_p zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$ über der Anrisslastspielzahl N_A (b) jeweils der durchgeführten Versuche (offene Quadrate) verglichen mit Versuchswerten von [24] (Kreise).

Um unterschiedlichen Beanspruchungen besser vergleichen zu können, wurde, wie bei [24], statt auf die mechanische Totaldehnungsamplitude auf die dissipierte plastische Verformungsenergie W_p als Schädigungsparameter zurückgegriffen. Die Auftragung dieses Schädigungsparameters über der Anrisslastspielzahl im Vergleich zu [24] ist in Abbildung 6.14b dargestellt. Die Verschiebung der Lebensdauerlinie nach [24] zu der Hälfte der Lebensdauer, was der durchgezogenen Linie entspricht, liefert eine gute Beschreibung der Lebensdauer für die meisten der in dieser Arbeit durchgeführten Versuche bei mechanischen Dehnungsamplituden im Bereich $\epsilon_{a,t}^{me} \approx 0,18 \%$

bis $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,22 \%$. Alle durchgeführten Versuche liegen innerhalb des Faktor-2-Streubereichs der Lebensdauer, welcher durch die beiden gestrichelten Linien dargestellt ist. Es zeigt sich jedoch, dass der Bereich des Lasthorizonts von $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,22 \%$ für Versuche an Proben in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen und mit unterschiedlicher Vorbeanspruchung eine deutlich geringere Steigung aufweist. Diese Lebensdauerlinie ist als gestrichelte Linie in Abbildung 6.15a dargestellt, wobei die Versuche auf niedrigeren Beanspruchungshorizonten, die als offene Quadrate dargestellt sind, nicht berücksichtigt werden. Betrachtet man in Abbildung 6.15b hingegen drei unterschiedliche Beanspruchungsamplituden für die gleichen Probenzustände (Ausgangszustand T6 mit 10 Vorzyklen, bevor die Proben 100 h bei 250 °C ausgelagert wurden und bis zum Anriss mit TMF-Zyklen beaufschlagt wurden), weisen diese Versuche (gefüllte Quadrate) ebenfalls eine, wenn auch nur leicht geringere Steigung als nach [24] auf, jedoch ist der Verlauf deutlich steiler als der des zuvor beschriebenen Lasthorizontes. Somit wird deutlich, dass auch eine Lebensdauerlinie auf Basis von W_p nicht ausreichend ist, um den Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände zu Versuchsbeginn, unterschiedlich vieler Vorzyklen sowie unterschiedlich lange Haltezeiten im ersten TMF-Zyklus, auf die Lebensdauer hinreichend gut zu beschreiben.

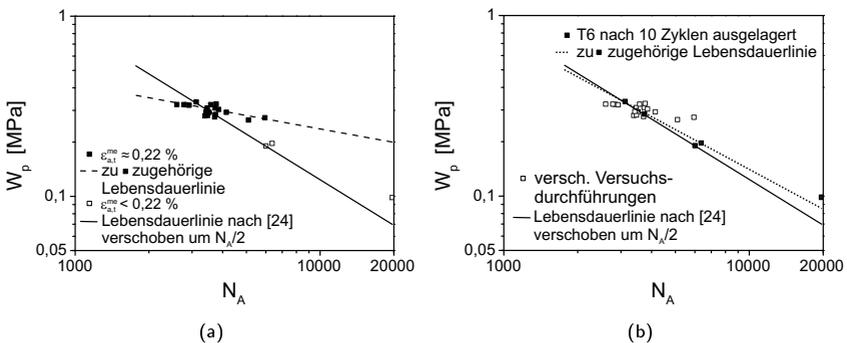


Abbildung 6.15: Dissipierte plastische Verformungsenergie W_p als Schädigungsparameter mit Lebensdauerlinie für Versuche bei vollständiger Dehnungsbehinderung (a) und Lebensdauerlinie gleichartig durchgeführter Versuche (b).

Mit W_p steht eine Kenngröße zur Verfügung, die über die dissipierte plastische Energie pro Zyklus die Lebensdauerphasen Rissinitiierung und Kurzrissswachstum erfassen kann. Für die Lebensdauerphase Langrissswachstum, die ebenfalls einen signifikanten Anteil zur Gesamtlebensdauer beiträgt, ist aber die pro Zyklus umgesetzte elastische Energie die treibende Größe. Im Folgenden werden daher zur Berücksichtigung des Langrissswachstums die Einflüsse der Spannungsamplitude bzw. der elastischen Energie untersucht.

Betrachtet man die Spannungsamplituden σ_a zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$, siehe Abbildung 6.16a, so ist erkennbar, dass mit steigender Spannungsamplitude eine Abnahme der Lebensdauer einhergeht. Für gleichartige Werkstoffzustände unter unterschiedlicher Beanspruchung führt dieser Ansatz zu einer guten Beschreibung des Lebensdauerverhaltens. Für eine Bewertung unterschiedlicher Werkstoffzustände reicht dies jedoch ebenfalls nicht zur Beschreibung der Lebensdauer aus.

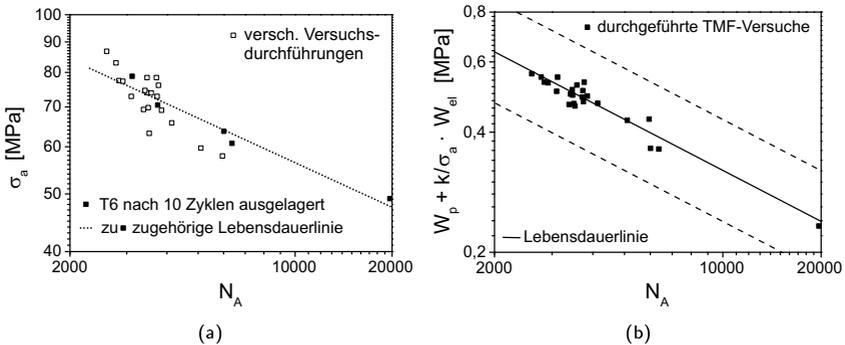


Abbildung 6.16: Spannungsamplitude σ_a zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$ über der Anrisslastspielzahl N_A (a) und dissipierte plastische Verformungsenergie W_p mit gewichteter elastischen Energie W_{el} pro Zyklus als Schädigungsparameter der durchgeführten Versuche über der ermittelten Lebensdauer (b)

Um nun eine insgesamt bessere Lebensdauerbeschreibung zu erhalten, wurde ein Schädigungsparameter $P_{W,mod}$ definiert, der neben der elastischen Energie W_{el} einen

gewichteten Anteil der pro Zyklus dissipierten plastischen Energie W_p umfasst:

$$P_{W,mod} = W_p + \frac{k}{\sigma_a} \cdot W_{el} = C \cdot N_A^b. \quad (6.1)$$

Die Gewichtung erfolgt über einen werkstoffabhängigen Faktor k bezogen auf die Spannungsamplitude σ_a . Damit erfährt die pro Zyklus umgesetzte elastische Energie für kleine Beanspruchungen und große Lebensdauern eine stärkere Gewichtung.

Die Rissinitiierung und das Kurzrisswachstum, welche dabei durch den Term W_p erfasst werden sollen, finden im ersten Stadium des Versuchs statt. Die Größe der dissipierten plastischen Energie ändert sich zu Versuchsbeginn jedoch in den ersten Zyklen leicht, sodass keine eindeutige Zuordnung eines Energiewertes zum Anrisszeitpunkt erfolgen kann. Mit zunehmender Lastspielzahl geht W_p bis kurz vor dem technischen Anriss in einen stabilen Wert über. In Abbildung 6.17 ist beispielhaft die dissipierte plastische Verformungsenergie in Abhängigkeit der TMF-Zyklen für einen TMF-Versuch an AlSi10Mg im Ausgangszustand T6 ohne Unterbrechung dargestellt. Um das gesamte Verhalten möglichst gut widerzuspiegeln und Schwankungen am Anfang nicht überzubewerten, wurden für die Berechnung des Schädigungsparameters sowohl die dissipierte plastische Energie pro Zyklus als auch die elastische Energie pro Zyklus für die halbe Anrisslastspielzahl $N_A/2$, die im stabilen Bereich liegt, ermittelt.

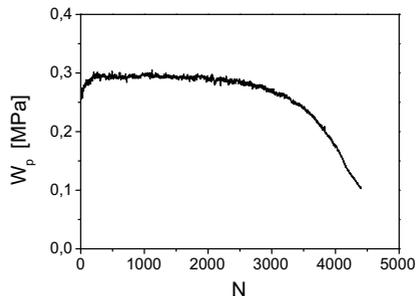


Abbildung 6.17: Die dissipierte plastische Verformungsenergie pro Zyklus in Abhängigkeit der TMF-Zyklen eines TMF-Versuchs an AlSi10Mg im Wärmebehandlungszustand T6

Für Versuche mit Anrisslastspielzahlen kleiner 10000 wurde der Gewichtungsfaktor k zu 383 MPa aus den Versuchen mit $\varepsilon \approx 0,22\%$ und $\varepsilon \approx 0,18\%$ bestimmt. Der Schädigungsparameter $P_{W,mod}$, jeweils bestimmt zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$, ist in Abbildung 6.16b über der ermittelten Lebensdauer dargestellt. Die gestrichelten Linien stellen den Faktor-2-Streubereich der Lebensdauer dar. Die resultierende Lebensdauerlinie, im Diagramm als durchgezogene Linie dargestellt, zeigt eine deutlich bessere Übereinstimmung mit den durchgeführten Versuchen und ermöglicht somit eine Beschreibung der Lebensdauer für alle untersuchten Werkstoffzustände und Versuchsparameter. Auch der Versuch mit der höchsten Lebensdauer, welcher für die Berechnung von k und der Lebensdauerlinie nicht berücksichtigt wurde, kann mit der ermittelten Lebensdauerlinie sehr gut beschrieben werden.

Die ermittelte Lebensdauerlinie in Abbildung 6.16b verläuft mit einer Steigung von $b = -0,42$ deutlich flacher als die ermittelten Lebensdauerlinien von [24, 34] mit $b = -0,84$ und $b = -0,85$. Ein entscheidender Unterschied in der Versuchsführung der Arbeiten liegt in den Startkerben, die in dieser Arbeit verwendet wurden, um eine gezielte Rissinitiierung zu erzwingen. Kerben führen infolge der Spannungsüberhöhung an der Kerbspitze im Allgemeinen zu einer Verkürzung der Lebensdauer unter zyklischer Beanspruchung. Zur Bewertung des Einflusses der Kerben auf die Lebensdauer, wurde ein Vorgehen entwickelt, das im folgenden erläutert wird und in Abbildung 6.18 dargestellt ist.

Im ersten Schritt wurde die lokale Beanspruchung σ_{lokal} , die aus der Spannungsüberhöhung resultiert, die sich aus der Geometrie der in dieser Arbeit verwendeten Kerben und Proben ergibt, mittels einer linear elastischen FEM-Simulation berechnet. Der Verlauf dieser Spannungsüberhöhung über dem Abstand zum Kerbgrund ist in Abbildung 6.20a dargestellt.

Die Bewertung der Kerbe basiert auf der Annahme, dass die Kerbe die gleiche Schädigung wie ein Riss gleicher Tiefe darstellt. Die Berechnung der Zunahme der Schädigung erfolgt dann iterativ für jeden Zyklus, solange sich die Risspitze im Spannungsfeld der Kerbe befindet. Damit wird der Einfluss der Spannungsüberhöhung infolge der Kerbe auf das Risswachstum berücksichtigt. Sobald die lokale Beanspruchung an der Risspitze nicht mehr durch die Spannungsüberhöhung beeinflusst ist sondern der

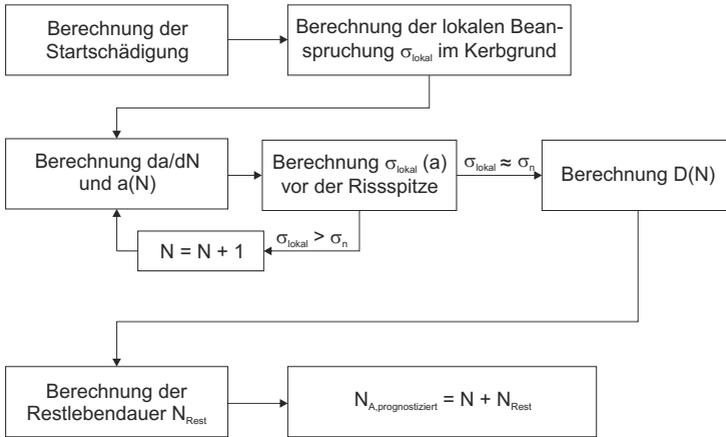


Abbildung 6.18: Ablaufdiagramm zur Bewertung der Startkerbe

Nennspannung der Probe entspricht, also $\sigma_{lokal} \approx \sigma_n$ ist, wird für die Restlebensdauer ab dem entsprechenden Zyklus die Lebensdauerlinie der ungekerbten Probe herangezogen.

Die Anfangsschädigung wird aus der Kerbgeometrie und dem daraus folgenden effektiv wirkenden Querschnitt nach [111–113], wie in Gleichung 2.45 beschrieben, zu $D \approx 0,011$ berechnet und ist für alle untersuchten Proben gleich. Mithilfe der vorliegenden lokalen Beanspruchung wird aus dieser Schädigung die Schädigungszunahme für den nächsten Zyklus berechnet. Dabei wird der jeweilige Risslängenzuwachs während dieses Zyklus durch Gleichsetzen der Gleichungen 2.45 [111–113] und 2.47 [114] berechnet. Auflösen nach der Risslänge a und Ableiten nach der Zyklenzahl N ergibt folgende Gleichung:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{2N_A(1-\alpha)} \sqrt{\frac{2A_0}{\pi}} \left(\frac{N}{N_A} \right)^{\frac{1-2\alpha}{2(\alpha-1)}}. \quad (6.2)$$

α lässt sich aus Gleichung 2.48 bestimmen. Diese Änderung addiert zur vorherigen Risslänge ergibt wiederum die aktuelle Risslänge. Liegt dieser Wert noch im Spannungsfeld der Kerbe ($\sigma_{lokal} > \sigma_n$), wiederholt sich die Berechnung der Schädigung für

den nächsten Zyklus und der Riss wächst weiter. Wird der Zyklus erreicht, für den die Riss Spitze nicht mehr im Spannungsfeld der Kerbe liegt, wird die iterative Berechnung abgebrochen und die Restlebensdauer abgeschätzt. Ein zweites Abbruchkriterium dieser iterativen Wiederholung stellt der Fall dar, dass die Rissänderung pro Zyklus da/dN nicht deutlich größer ist als unter Nennspannungsbedingung. In diesem Fall muss die Kerbwirkung nicht weiter betrachtet werden. Für jeden iterativ berechneten Zyklus wird die Zyklenzahl jeweils um 1 erhöht. Im Anschluss an die iterative Schädigungsberechnung kann die Restlebensdauer abgeschätzt werden. Hierbei ergibt sich nach [114] die Restlebensdauer (N_{Rest}) nach der iterativ berechneten Schädigung in Abhängigkeit der Lebensdauer der ungeschädigten Probe (N_A) bei gleicher Beanspruchung zu:

$$N_{Rest} = \left(\left[1 - (1 - D)^{\gamma-1} \right]^{1-\alpha} - 1 \right) \cdot N_A. \quad (6.3)$$

γ ist die Steigung der Dehnungswöhlerkurve, die aus den Daten nach [25] bestimmt wurde. Die Addition der Restlebensdauer und die Anzahl N der iterativ berechneten Zyklen ergibt schließlich die prognostizierte Lebensdauer. Bei der Berechnung des Risslängenzuwachses nach Gleichung 6.2 wurde für die in den Exponenten α eingehenden Spannungswerte die lokalen Spannungen vor der Riss Spitze σ_{lokal} verwendet, ohne die Spannungsüberhöhung durch den Riss zu berücksichtigen. Diese Spannungswerte wurde mithilfe einer Neuber-Näherung aus der fiktiven Spannung, also der elastisch berechneten Spannung aus der FEM-Simulation, und den in Kapitel 5.1 beschriebenen Zugversuchen in Abhängigkeit der Entfernung zum Kerbgrund berechnet. Hierdurch konnte in vereinfachter Weise der Wärmebehandlungszustand berücksichtigt werden. Für diese näherungsweise berechnete Schädigung werden keine Risswachstumsdaten benötigt.

Die Berechnung der Restlebensdauer beruht auf der im jeweiligen Versuch ermittelten dissipierten plastischen Verformungsenergie. Deshalb kann die prognostizierte Lebensdauer verschiedener Versuche mit gleichen Versuchsparametern unterschiedlich groß sein. Die iterative Berechnung der Schädigung der ersten Zyklen für die Versuche im Ausgangszustand T6 ohne eine Unterbrechung und anschließendes Auslagern der Proben ergibt einen Schädigungswert von etwa $D \approx 0,19$ bei einer Zyklenzahl von 243, ab der die Kerbe nicht mehr wirkt. Bezogen auf die Gesamtlebensdauer N_A der

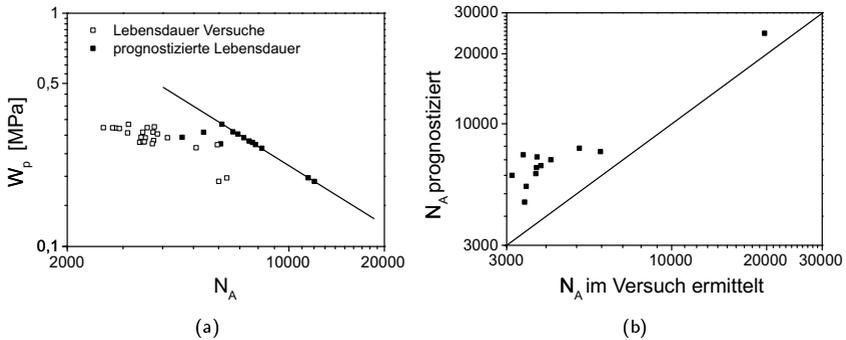


Abbildung 6.19: Vergleich prognostizierter und in den TMF-Versuchen ermittelter Anrisslastspielzahlen auf Basis der Betrachtung des Schädigungsparameters W_p (a) und Gegenüberstellung dieser Werte (b).

ungekerbten Proben nach [24] folgt aus Gleichung 6.3 damit für die erwartete Restlebensdauer $N = 0,64 \cdot N_A$. Die Summe aus den berechneten Restlebensdauerwerten und iterativ berechneter Zyklenzahl ergeben wiederum die prognostizierte Lebensdauer von etwa 4490, 4600 und 4940 Zyklen. Die entsprechend experimentell ermittelten Lebensdauerwerte betragen 3100, 3420 und 3500 Zyklen, die Lebensdauer wird also überschätzt. Bei der Bewertung der Lebensdauer wurde für die Berechnung der Restlebensdauer die Lebensdauerlinie nach [24] verwendet. Hierbei wurde Probenmaterial mit natürlichen Fehlern getestet. Diese Fehler müssten mit ähnlichen Methoden bewertet werden wie die eingebrachten Kerben in dieser Arbeit. Eine solche Bewertung würde zu einer weiteren noch stärkeren Überschätzung der Lebensdauer führen.

Für die beiden Proben im Ausgangszustand T6, welche nach 100 TMF-Zyklen 100 h bei 250 °C ausgelagert wurden, ergeben sich nach der gleichen Vorgehensweise prognostizierte Anrisslastspielzahlen von 5380 und 6100 Zyklen. Somit folgt auch für diesen Fall eine geringere prognostizierte Lebensdauer gegenüber der Lebensdauerlinie ungekerbter Proben von [24]. Vergleicht man dies mit den Lebensdauern aus den Versuchen (3460 bzw. 3710 Zyklen), so ergibt sich hier ebenfalls eine Überschätzung der Lebensdauer. Für die durchgeführten Versuche mit 10 Zyklen vor der Auslagerung,

im Ausgangszustand T7 oder vor Versuchsbeginn vollständig überaltert, führt die oben beschriebene Herangehensweise hingegen zu keiner merklichen Verringerung der prognostizierten Lebensdauer gegenüber der Lebensdauerlinie von [24]. Damit wird die Lebensdauer gegenüber den durchgeführten Versuchen auch hier überschätzt.

In Abbildung 6.19a sind die ermittelten Lebensdauern in Abhängigkeit der dissipierten plastischen Verformungsenergie aufgetragen (offene Quadrate), verglichen mit den zugehörigen prognostizierten Lebensdauerwerten (schwarze Quadrate) und der Lebensdauerlinie ungeschädigter Proben nach [24], welche natürliche Fehler aufwiesen. Einen Vergleich der prognostizierten Lebensdauerwerte mit den im Versuch ermittelten stellt Abbildung 6.19b dar. Gut zu erkennen ist, dass die Reduktion der Lebensdauer infolge der Kerbe durch die beschriebene Bewertung nicht ausreichend erfasst wird. Eine relative Bewertung der unterschiedlichen Versuchparameter ist aber jedoch möglich, da die relevanten Einflüsse quantitativ gut bewertet werden.

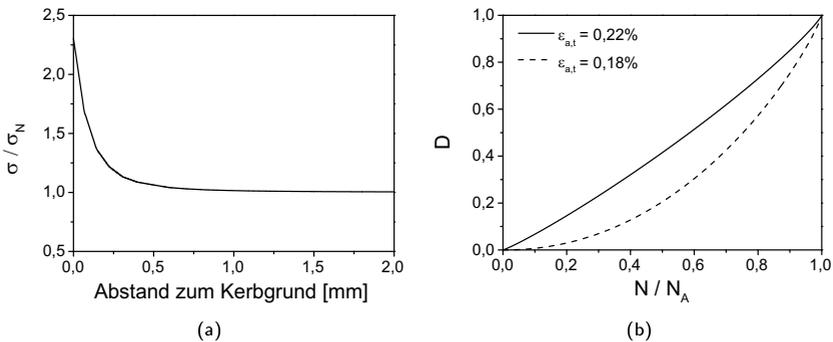


Abbildung 6.20: Spannung σ bezogen auf die Nennspannung σ_N über dem Abstand zum Kerbgrund ermittelt in einer linear elastischen FEM-Simulation (a) und Schädigungsverlauf über der Lebensdauer für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden (b)

Abbildung 6.21a zeigt die berechneten lokal wirkenden Spannungen vor der Kerbe bzw. des Risses, ohne die Spannungsüberhöhung durch den Riss zu berücksichtigen für den vollausgehärteten Zustand T6 und den überalterten Zustand (T6 mit zusätzlichem War-

mauslagern von 100 h bei 250 °C) für die ersten 20 Zyklen. Für den vollausgehärteten Zustand T6 errechnet sich für den ersten Zyklus eine lokal wirkende Spannung σ_{lokal} von etwa 200 MPa im Kerbgrund. Nach der vorgestellten Methode lässt sich für den ersten Zyklus ein Risswachstum von etwa 0,06 mm berechnen, wie in Abbildung 6.21b dargestellt ist. Da sich die Rissspitze durch das Risswachstum aus dem Bereich der Spannungsüberhöhung der eingebrachten Kerbe entfernt, nimmt die berechnete lokal wirkende Spannung σ_{lokal} und damit auch das berechnete Risswachstum in den weiteren Zyklen kontinuierlich ab. Im Gegensatz dazu berechnet sich für den überalterten Zustand, T6 mit anschließendem Warmauslagern von 100 h bei 250 °C, eine lokal wirkende Spannung σ_{lokal} im Kerbgrund von etwa 130 MPa. Aufgrund dieser deutlich geringeren Spannung ist das berechnete Risswachstum im ersten Zyklus für diesen Zustand annähernd null. Dadurch bewegt sich die Rissspitze nicht aus dem Einflussbereich der Kerbe und es kommt zu keiner nennenswerten Spannungsabnahme in den darauf folgenden Zyklen. Vergleicht man diese beiden Zustände, so ist festzustellen, dass nach den Berechnungen im vollausgehärteten Zustand eine deutliche Schädigung in den ersten Zyklen stattfindet, im überalterten Zustand nicht. Die im Versuch ermittelten Anrisslastspielzahlen der Versuche an Proben im überalterten Zustand (T6 mit zusätzlichem Warmauslagern von 100 h bei 250 °C) sind mit 5100 und 5950 Zyklen fast um den Faktor zwei größer als an Proben im vollausgehärteten Zustand T6 mit 3100, 3420 und 3500 Zyklen. Da sich während der TMF-Versuche die mikrostrukturellen Zustände der unterschiedlich begonnen Versuche durch die Überalterung angleichen, ist diese Differenz der Anrisslastspielzahlen auf die Schädigung in den ersten Zyklen zurückzuführen.

In Abbildung 6.22a und 6.22b sind die berechneten lokal wirkenden Spannungen σ_{lokal} vor der Rissspitze und die Risswachstumswerte der ersten 20 Zyklen für Versuche im Ausgangszustand T6 und T7 dargestellt, welche beide nach 10 Zyklen unterbrochen wurden und anschließend 100 h bei 250 °C warmausgelagert wurden. Für den vollausgehärteten Zustand T6 berechnen sich für die ersten 10 Zyklen die gleichen Werte wie für den vollausgehärteten Zustand ohne Unterbrechung. Dies ist der Fall, da sich bis einschließlich des 10. Zyklus die Versuche in dieser Betrachtung nicht unterscheiden. Durch die mikrostrukturelle Änderung während des Warmauslagerns nach dem

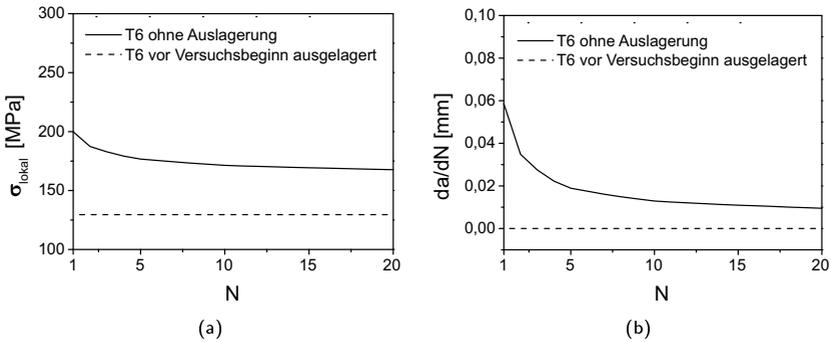


Abbildung 6.21: Iterativ berechnete, lokal vor der Riss Spitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 und an Versuchsbeginn überalterte Proben (100 h bei 250 °C ausgelagert)

10. Zyklus ist die berechnete lokal wirkende Spannung σ_{lokal} im 11. Zyklus mit etwa 121 MPa 50 MPa geringer als vor der Unterbrechung (171 MPa). Durch die Verringerung der lokalen Spannung ist ab dem 11. Zyklus kein nennenswertes Risswachstum zu berechnen. Die berechneten lokal wirkenden Spannungen σ_{lokal} vor der Riss Spitze im Zustand T7 sind in den ersten 10 Zyklen nur wenige MPa kleiner als im Zustand T6. Daraus resultiert auch ein nur geringfügig kleineres berechnetes Risswachstum dieser ersten 10 Zyklen gegenüber dem vollausgehärteten Zustand. Im 11. Zyklus, nach der Unterbrechung und Warmauslagerung (100 h bei 250 °C), sind die berechneten lokal wirkenden Spannungen σ_{lokal} mit 127 MPa um 6 MPa größer als im Ausgangszustand T6. Dies liegt an dem etwas geringeren Risswachstum in den ersten 10 Zyklen und der damit verbundenen etwas kleineren Risslänge, welche dazu führt, dass die Spannungsüberhöhung durch die Kerbe etwas stärker ausgeprägt ist. Vergleicht man diese beiden Zustände, so sind bei den berechneten lokalen Spannungen und Risswachstumsraten nur sehr geringe Unterschiede zu erkennen. Die im Versuch ermittelten Anrisslastspielzahlen sind mit 3120 und 3745 Zyklen für den Ausgangszustand T6 und 3385 und 4140 Zyklen für den Ausgangszustand T7 sehr ähnlich. Die leicht höheren Werte für

den Ausgangszustand T7 können durch die leicht geringere Schädigung in den ersten Zyklen erklärt werden, jedoch ist die Differenz der gemittelten Anrisslastspielzahlen der beiden Zustände kleiner als die Streuung innerhalb eines Zustandes.

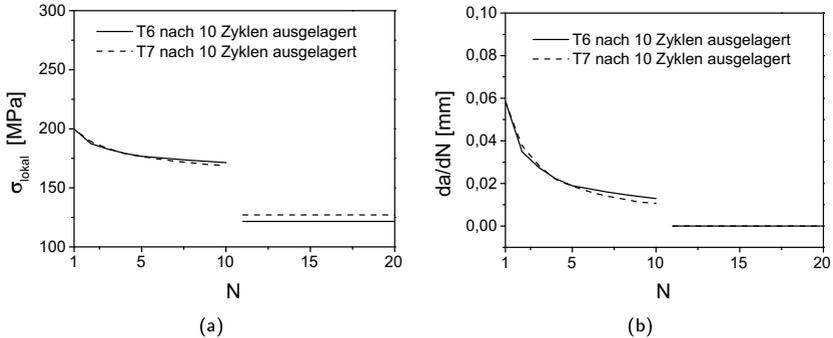


Abbildung 6.22: Iterativ berechnete lokal vor der Risssspitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 und im überalterten Zustand T7, welche beide nach 10 Zyklen unterbrochen und überaltert wurden (100 h bei 250 °C ausgelagert)

In Abbildung 6.23a und 6.23b sind die berechneten lokal wirkenden Spannungen σ_{lokal} vor der Risssspitze und die Risswachstumswerte der ersten 20 Zyklen für einen Versuch im Ausgangszustand T6, welcher nach 10 Zyklen unterbrochen und warmausgelagert (100 h bei 250 °C) wurde und mit um 20 % reduzierter Dehnungsamplitude ($\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,18 \%$), sowie für einen überalterten Zustand (T6 mit zusätzlich 100 h bei 250 °C warmausgelagert) dargestellt. Die berechnete lokalen Spannung σ_{lokal} im vollausgehärteten Zustand T6 und verringerter Dehnungsamplitude beträgt im ersten Zyklus etwa 173 MPa und nimmt in den ersten 10 Zyklen auf etwa 158 MPa ab. Nach der Unterbrechung und Auslagerung nimmt die berechnete Spannung vor der Risssspitze durch die mikrostrukturelle Änderung nochmals auf etwa 117 MPa ab. Das berechnete Risswachstum beträgt im ersten Zyklus 0,015 mm/Zyklus und nimmt in den ersten 10 Zyklen auf 0,003 mm/Zyklus ab. Durch die Spannungsabnahme nach

dem Unterbrechen und Warmauslagern ist ab dem 11. Zyklus kein nennenswertes Risswachstum mehr zu berechnen. Vergleicht man diesen Zustand mit dem vor Versuchsbeginn überalterten Zustand so ist festzustellen, dass in den ersten Zyklen für den Versuch mit geringerer Dehnungsamplitude im vollausgehärteten Zustand (T6) das berechnete Risswachstum der ersten 10 Zyklen sehr klein ist und die resultierende berechnete Risslänge dieser beiden Versuchsvarianten nach 10 Zyklen nur minimal unterscheiden. Die berechneten Risslängen der ersten 20 Zyklen ausgewählter Versuchsvarianten sind in 6.24 dargestellt. Vergleicht man die in den TMF-Versuchen ermittelten Anrisslastspielzahlen der beiden Versuchsdurchführungen, so betragen diese für den Ausgangszustand T6, nach 10 Zyklen unterbrochen und überaltert mit $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,18 \%$ 6010 und 6370 Zyklen, für den vor Versuchsbeginn warmausgelagerten (100 h bei 250 °C) Zustand mit $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,22 \%$ 5100 und 5950 Zyklen.

Vergleicht man die in den TMF-Versuchen ermittelten Anrisslastspielzahlen von Versuchen im Ausgangszustand T6, welche nicht unterbrochen worden sind, mit Versuchen, welche nach 10 oder 100 TMF-Zyklen unterbrochen wurden und 100 h bei 250 °C ausgelagert sowie bis zum Versagen geprüft wurden, so ist festzustellen, dass diese sich in der Lebensdauer kaum unterscheiden. Vergleicht man für diese Versuche die berechneten lokal wirkenden Spannungen und Rissausbreitungsgeschwindigkeiten, so sind diese bis zu der Unterbrechung bei den unterbrochenen Versuchen identisch. In dem Verlauf nach der Unterbrechung weisen die nicht unterbrochenen Versuche höhere lokal wirkende Spannungen und damit höhere berechnete Risswachstumsgeschwindigkeiten auf. Während der thermischen Zyklen erfährt der Werkstoff, wie beim Überaltern während der Unterbrechung, eine Überalterung infolge mikrostruktureller Änderungen. Hierdurch kommt es zu einer Abnahme der Festigkeit, die zu Beginn schneller abläuft und kontinuierlich langsamer wird, wie in Kapitel 5 gezeigt wurde. Da für die Berechnung der lokal wirkenden Spannungen mithilfe der Neubernäherung sowohl für die nicht unterbrochenen Versuche als auch für die unterbrochenen Versuche bis zur Unterbrechung das quasistatische Verformungsverhalten (siehe Kapitel 5) des Ausgangszustands verwendet wird, wird die kontinuierliche Abnahme der Festigkeit in diesen Zyklen nicht berücksichtigt. Es ist zu vermuten, dass die lokal wirkende Spannung durch die Überalterung während der thermischen Zyklen abnehmen. Hier-

durch gleicht sich der mikrostrukturelle Zustand von nicht unterbrochenen Versuchen und unterbrochenen Versuchen an. Durch diese kontinuierliche Angleichung der mikrostrukturellen Zustände der unterbrochenen und nicht unterbrochenen Versuche bei gleichen mikrostrukturellen Zuständen vor der Unterbrechung ist die geringe Differenz der Anrisslastspielzahlen der Versuche zu erklären.

In Abbildung 6.24 links sind die berechneten Risslängen vier unterschiedlicher Versuchsführungen vergleichend und rechts die dissipierten plastischen Verformungsenergien über den zugehörigen ermittelten Anrisslastspielzahlen dargestellt. Vergleicht man die berechneten Risslängen der vier dargestellten Versuchsreihen, so bilden sich in den ersten 20 Zyklen zwei Gruppen aus. Für die Versuchsreihen im Ausgangszustand T6 mit $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,22\%$, ohne Unterbrechung und Überalterung und nach 10 Zyklen unterbrochen und überaltert (100 h bei 250 °C) lassen sich für die ersten Zyklen bereits deutliche Risszuwächse erkennen. Hierbei ist anzumerken, dass der Risslängenzuwachs aufgrund der nicht berücksichtigten Überalterung während der thermischen Zyklen für die Ausgangszustände überschätzt wird, dies gilt insbesondere für den Risslängenzuwachs nach dem 10. Zyklus des nicht unterbrochenen Versuchs im Vergleich zu den unterbrochenen Versuchen. Es ist daher anzunehmen, dass die Risslängen dieser beiden Versuchsführungen (im Diagramm als durchgezogene Linie und gepunktete Linie) sich auch nach dem 10. Zyklus nicht signifikant unterscheiden.

Die beiden weiteren dargestellten Versuchsreihen, T6 mit Unterbrechung nach 10 Zyklen, Überalterung und $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,18\%$ sowie T6 mit Auslagerung vor Versuchsbeginn (100 h bei 250 °C) und $\varepsilon_{a,t}^{me} \approx 0,22\%$ weisen praktisch keine berechneten Risszuwächse in den ersten Zyklen auf. Schaut man sich für diese Versuchsreihen die in den Versuchen ermittelten Anrisslastspielzahlen an, so ist zu erkennen, dass sich die gleiche Gruppierung einstellt. Daran kann erkannt werden, dass die Schädigung in den ersten Zyklen eine entscheidende Größe für die Lebensdauer ist.

Des Weiteren bewirkt eine Verlängerung der Haltezeit im ersten Zyklus eine frühere Anrisslastspielzahl für den Ausgangszustand T6. Für Proben mit diesem Ausgangszustand führt die verlängerte Haltezeit zu höheren Spannungsamplituden im gesamten Verlauf der Lebensdauer und beschleunigt somit das Risswachstum. Für gleichartige Versuche im Ausgangszustand T7 wird ein solches Verhalten nicht festgestellt, sodass

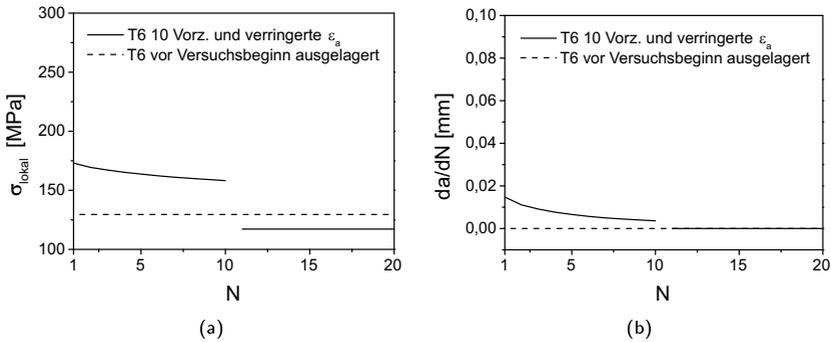


Abbildung 6.23: Iterativ berechnete lokal vor der Rissspitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 mit einer um 20 % verringerten Dehnungsamplitude sowie im vor Versuchsbeginn überalterten Zustand (100 h bei 250 °C ausgelagert)

in diesem Fall keine Verringerung der Lebensdauer gegenüber den Versuchen ohne verlängerte Haltezeit im ersten Zyklus auftritt.

Die Steigungen der Lebensdauerlinien in Abbildung 6.15b, sowohl für gleichartige Versuche (gepunktete Linie) als auch für vollständige Dehnungsbehinderung (gestrichelte Linie) weisen geringere Werte auf als die Lebensdauerlinie von [24] (gleiche Steigung wie durchgezogene Linie) für Versuche an Proben ohne Startkerbe. Betrachtet man die Kerbe rein als Schädigung D_{Kerbe} durch die Abnahme des tragenden Querschnitts, so wäre für alle Proben die Schädigung zu Versuchsbeginn aufgrund der gleichen Kerbgröße gleich. Toleranzen bei der Fertigung sind hier zu vernachlässigen. Nach der linearen Schädigungstheorie würde dies zu einer parallelen Verschiebung der Lebensdauerlinie führen, die Steigung bliebe konstant. Der nicht linearen Schädigungstheorie zufolge führt bei größeren Beanspruchungen der gleiche Schädigungsanteil zu einem größeren Restlebensdaueranteil N/N_A , wie in Abschnitt 2.6.2 erläutert. Dies bedeutet, dass die Schädigung D_{Kerbe} zu einer steileren Lebensdauerlinie führen müsste, da mit kleiner werdenden Beanspruchungen ein kleinerer Restlebensdaueranteil N/N_A

einhergeht (siehe Abbildung 2.16a und Abbildung 6.20b). Jedoch führt die Spannungsüberhöhung durch die Kerbe zu einer beschleunigten Schädigung, solange sich die Rissspitze im Spannungsfeld der Kerbe befindet. Die Schädigungszunahme pro Zyklus fällt mit höherer lokal wirkender Spannung σ_{lokal} größer aus. Diese lokal wirkende Spannung steigt mit der Beanspruchungen und der Festigkeiten des Werkstoffzustands und führt somit zu größeren Schädigungszunahmen. Daher kommt es insbesondere bei großen Beanspruchungen und hohen Festigkeitszuständen in den ersten Zyklen zu starken Schädigungen, was zu einer Verringerung der Lebensdauer führt. Für kleine Beanspruchungen ist dies nicht so stark ausgeprägt. Dies führt zu einer flacher verlaufenden Lebensdauerlinie im Vergleich zu ungekerbten Proben. Eine Abnahme der Festigkeit des Werkstoffs aufgrund der Überalterung während der thermischen Zyklen verstärkt diesen Effekt.

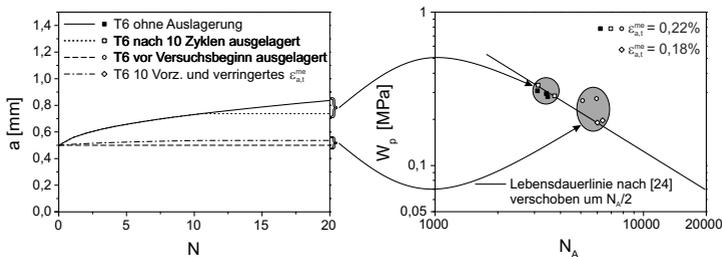


Abbildung 6.24: Berechnete Risslängen der ersten 20 TMF-Zyklen (links) sowie die im Versuch ermittelten dissipierten plastischen Verformungsenergien über den ermittelten Anrisslastspielzahlen (rechts) vier ausgewählter Versuchsreihen zur Veranschaulichung des Einflusses der Schädigung in den ersten Zyklen auf die Lebensdauer

Die Schädigung in den ersten Zyklen hat einen großen Einfluss auf die Lebensdauer. So ist bei dem vollausgehärteten Zustand T6 eine Verlängerung der Haltezeit stark lebensdauerverkürzend. Dieser Einfluss des mikrostrukturellen Zustands ist auf wenige Zyklen zu Versuchsbeginn beschränkt. So ist fast kein Unterschied zu erkennen, ob 10 oder 100 Vorzyklen durchgeführt werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass schon

nach wenigen Zyklen der Einfluss des Anfangszustands durch die stattfindende Überalterung der beiden Zustände nicht mehr ausreicht, um eine signifikante Änderung der Lebensdauer zu bewirken. Die kürzere Lebensdauer der Proben im Ausgangszustand T6 gegenüber den Zuständen im Ausgangszustand T7 ist somit auf die Unterschiede in den ersten Zyklen zurückzuführen. Findet eine vollständige Überalterung vor Versuchsbeginn statt, so bewirken die geringeren induzierten Spannungen eine geringere Schädigung in den ersten Zyklen und führen somit zu einer deutlichen Lebensdauerverlängerung.

7 TMF-Versuche an Demonstratorproben

7.1 Temperaturgradienten und Temperaturverläufe an Demonstratorproben

7.1.1 Temperaturkalibrierung

Aufgrund des Einflusses von Schweißpunkten bzw. Bohrungen, die für eine Temperaturmessung notwendig wären, kann die Temperatur der Demonstratorprobe während der TMF-Versuche nicht innerhalb der Messstrecke gemessen und geregelt werden. Hierbei würde an der Temperaturmessstelle das Gefüge der Probe in diesem Bereich verändert und eine Kerbe entstehen. Somit könnte keine korrekte Aussage über die Lebensdauer der Probe erfolgen. Infolge der Temperaturgradienten über den Probequerschnitt ist es auch nicht möglich, die Temperatur mit Bandthermoelementen in der Messstrecke zu messen. Daher muss die Temperaturmessung an der Demonstratorprobe in den eigentlichen Versuchen außerhalb der Messstrecke erfolgen, was eine vorherige Temperaturkalibrierung erforderlich macht.

Für die Temperaturkalibrierung wurde die Temperatur der Demonstratorprobe an vier Punkten innerhalb und einem außerhalb der Messstrecke ermittelt. Dabei wurden jeweils mittig zwischen den Kerben an der beheizten und gekühlten Seite Thermoelemente angeschweißt, um die höchste und niedrigste Temperatur zu ermitteln. Da Kontakt der Probe mit dem Kühlkörper über die gesamte Fläche notwendig war, hatte das Thermoelement der gekühlten Seite über die Wärmeleitpaste Kontakt zu dem Kühlkörper. Des Weiteren wurden über zwei Bohrungen die Temperaturen im Probeninneren jeweils zwei Millimeter unter der beheizten bzw. gekühlten Oberfläche zwischen den

Kerben gemessen.

In Abbildung 7.2 sind die Temperaturen für verschiedene Generatorleistungen von etwa 2,5 bis 20 kW für die vier beschriebenen Messstellen dargestellt. Dabei dient die heiße Oberfläche als Bezugspunkt, die kalte Oberfläche hat von diesem einen Abstand von 6 mm. Die Temperatur der beheizten Seite erreicht bei etwa 20 kW Generatorleistung 250°C. Im Probeninneren wurden in den beiden Bohrungen jeweils 2 mm unter der Oberfläche 233°C nahe der beheizten Seite bzw. 182°C nahe der unbeheizten Seite gemessen. Für die gekühlte Oberfläche wurde bei dieser Generatorleistung eine Temperatur von etwa 71°C gemessen.

Alle vier ermittelten Temperaturen zeigen einen überproportionalen Anstieg der Temperatur zur eingebrachten Generatorleistung, wie in Abbildung 7.2 zu erkennen ist. An der beheizten Seite wurde dabei erwartungsgemäß die höchste Temperatur gemessen. Bei höheren Temperaturen liegt die Temperatur zwei Millimeter von der beheizten Seite entfernt nur wenige Grad Celsius unter der Temperatur der beheizten Seite. Weitere zwei Millimeter von der beheizten Seite entfernt fällt die Temperatur deutlich stärker ab. Zur Messung und Regelung der Temperatur während der TMF-Versuche wurde daher, wie in Kapitel 4.4 beschrieben, ein Thermoelement direkt außerhalb der Kerbe angeschweißt. Die an dieser Stelle gemessene Temperatur wird als Referenz sowohl für die Temperatur der beheizten Seite als auch für den Temperaturgradienten über der Probe betrachtet. Im ersten Schritt der Kalibrierung wurde die Temperatur des Referenz-Thermoelements mit aufgezeichnet, während die Temperatur der beheizten Seite vorgegeben und geregelt wurde. Im zweiten Schritt wurde die Proben temperatur über das Referenz-Thermoelement vorgegeben. Durch den Vergleich zwischen der gewünschten und gemessenen Temperatur an der beheizten Oberfläche innerhalb der Messstrecke wurde der für die Referenztemperatur vorzugebende Temperatur-Zeit-Verlauf noch weiter optimiert, um schließlich eine möglichst gute Übereinstimmung mit dem gewünschten Temperatur-Zeit-Verlauf an der beheizten Probenseite zu erzielen. In Abbildung 7.1b sind der optimierte Temperatur-Zeit-Verlauf der geregelten Temperatur, wie er in den folgenden Versuchen verwendet wurde, wie auch die entsprechenden Temperaturen an der beheizten und gekühlten Seite zu sehen. Die Temperatur an der beheizten Seite steigt dabei bis etwa 175 °C linear mit etwa 15 K/s an. Im weiteren

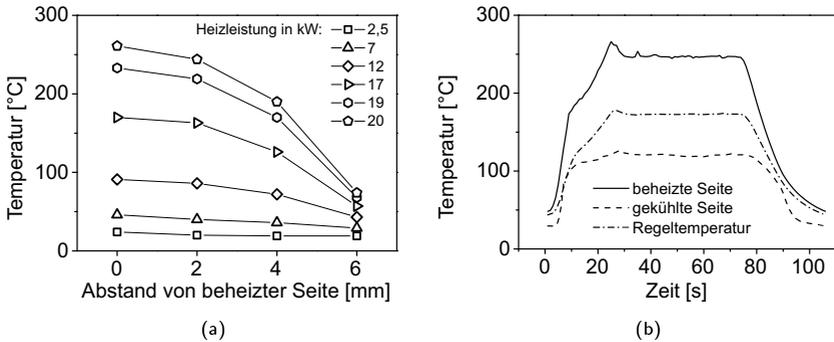


Abbildung 7.1: Stationär gemessene Temperaturen aufgetragen über dem Probenquerschnitt für verschiedene Heizleistungen (a) und Temperaturverlauf eines TMF-Zyklus der beheizten und gekühlten Seite sowie der Referenztemperatur, die für die Temperaturregelung der TMF-Versuche verwendet wurde (b)

Verlauf nimmt die Aufheizrate auf etwa 6 K/s ab. Die Temperatur der beheizten Seite schwingt auf etwa 265 °C leicht über und pendelt sich dann auf die gewünschte Temperatur in der Haltezeit von 250 °C ein. Nach der Haltezeit von etwa 60 s fällt die Temperatur zunächst mit 10 K/s bis auf etwa 110 °C ab und kühlt dann innerhalb von 17 s auf die Minimaltemperatur von 50 °C ab.

7.1.2 Diskussion der Ergebnisse der Temperaturgradientenmessung und der Temperaturkalibrierung

Abbildung 7.2 zeigt die gemessenen Temperaturen über dem Abstand von der beheizten Probenseite für verschiedene Heizleistungen. Der Temperaturverlauf von beheizter zu gekühlter Seite müsste sich linear einstellen, vernachlässigt man die Wärmeleitung in andere Richtungen als von beheizter zu gekühlter Oberfläche und setzt einen Temperatureintrag über die Oberfläche voraus. Die ermittelten Temperaturen innerhalb der Probe zeigen jedoch keine linearen Verläufe. Die ermittelten Temperaturen zwei

Millimeter von der beheizten Seite entfernt sind nur wenige Grad Celsius geringer als die Temperaturen, die direkt an der beheizten Seite gemessen wurden. Die Temperaturen vier Millimeter von der beheizten Seite entfernt liegen dagegen deutlich tiefer als die Temperaturen in zwei Millimeter Entfernung. Dies ist auf die Wirkungsweise der induktiven Probenheizung zurückzuführen. Die Wärmeeinbringung erfolgt nicht ausschließlich über die Oberfläche, sondern in einer Oberflächenschicht, deren Dicke von der Eindringtiefe der induzierten Hochfrequenz-Ströme abhängt. Die Eindringtiefe hängt in komplexer Weise von der Frequenz der Induktionsheizung, der Geometrie und Positionierung der Induktionsspule sowie den Materialeigenschaften der Probe ab. Offensichtlich ist die Eindringtiefe so groß, dass sich auch zwei Millimeter unter der Oberfläche noch eine starke Erwärmung einstellt und dort Temperaturen gemessen werden, die nur wenige Grad Celsius unterhalb der Temperatur der Probenoberfläche liegen. Die an der gekühlten Seite gemessenen Temperaturen sind dagegen deutlich geringer als die Temperaturen vier Millimeter unter der beheizten Seite. Eine mögliche Ursache dafür könnte der Kontakt des Thermoelements über die Wärmeleitpaste mit der Kühlplatte sein. In der Kühlplatte wurde in dem Bereich in den das Thermoelement auf der gekühlten Oberfläche platziert ist, eine Aussparung angebracht um den Effekt der direkten Kühlung des Thermoelements zu minimieren, dieser Effekt kann jedoch nicht vollständig verhindert werden. Dies kann zu einer Unterschätzung der tatsächlich an der gekühlten Oberfläche vorliegenden Temperatur durch die Messbedingungen führen. Zusätzlich könnten eventuell Wärmeverluste über die nicht gekühlten Seitenflächen der Proben zu dem überproportionalen Temperaturabfall über der Probenbreite beitragen.

Die Differenz der Temperaturen von beheizter und gekühlter Seite ist im nicht stationären Betrieb kleiner als im stationären Betrieb ohne Aufheizung und Abkühlung. Dies ist auf unterschiedliche Bedingungen bei der Versuchsführung zur Erwärmung der Proben zurückzuführen. So ist die Temperatur der gekühlten Seite während der Haltezeit bei einer Temperatur auf der beheizten Seite $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ etwa $120\text{ }^{\circ}\text{C}$, was einer Temperaturdifferenz von $130\text{ }^{\circ}\text{C}$ über der Probendicke von sechs Millimetern entspricht. Wie im stationären Betrieb ist der lokale Temperaturgradient auch im nicht stationären Fall aus den oben genannten Gründen nicht konstant, sondern nimmt mit steigendem Abstand

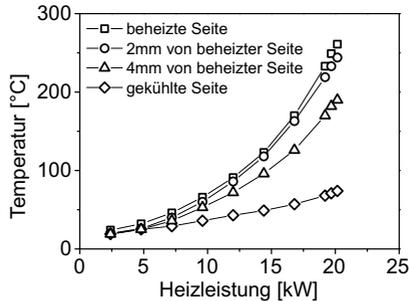


Abbildung 7.2: Temperaturen stationär gemessen bei unterschiedlichen Heizleistungen

von der beheizten Seite zu. Zudem sind sowohl der mittlere Temperaturgradient als auch die lokalen Temperaturgradienten von der Temperatur auf der beheizten Seite abhängig. Bei der Minimaltemperatur wird an der beheizten Seite eine Temperatur von 50 °C und an der gekühlten Seite eine Temperatur von 30 °C gemessen, so dass sich zu diesem Zeitpunkt eine Temperaturdifferenz von 20 °C über die Probendicke einstellt.

7.2 Ergebnisse der TMF-Versuche an Demonstratorproben

Wie in Kapitel 4.4 beschrieben, wurden TMF-Versuche an bauteilähnlichen Proben, so genannten Demonstratorproben, durchgeführt. Ziel dieser Versuche war eine Validierung der Lebensdauervorhersage, die auf der Basis von Ergebnissen der Versuche an einachsig, homogen beanspruchten Proben erstellt wurde, für Bauteile, bei denen typischerweise sowohl mehrachsige inhomogene Spannungszustände als auch inhomogene Temperaturverteilungen auftreten. Die Demonstratorprobe sollte dabei die Belastungssituation an den Ventilstegen eines Zylinderkopfes nachbilden.

In Abbildung 7.3a sind die ermittelten Kraftamplituden und die Mittelkräfte zweier TMF-Versuche an Demonstratorproben mit vollständiger und 80 % Dehnungsbehinderung im Wärmebehandlungszustand T6 beispielhaft dargestellt. Wie zu erkennen ist, stellt sich innerhalb weniger Zyklen eine bis kurz vor Versuchsende nahezu konstante Mittelkraft

von etwa 900 N für die vollständig nenndehnungsbehinderte Probe und etwa 700 N für die geringere Dehnungsbehinderung ein. Die Kraftamplituden nehmen in den ersten Zyklen stark ab und fallen im anschließenden Versuchsverlauf noch leicht, bis sie kurz vor Versagen der Proben wiederum stark abnehmen. Die Maximal- und Minimalkräfte der beiden Versuche sind in Abbildung 7.3b dargestellt.

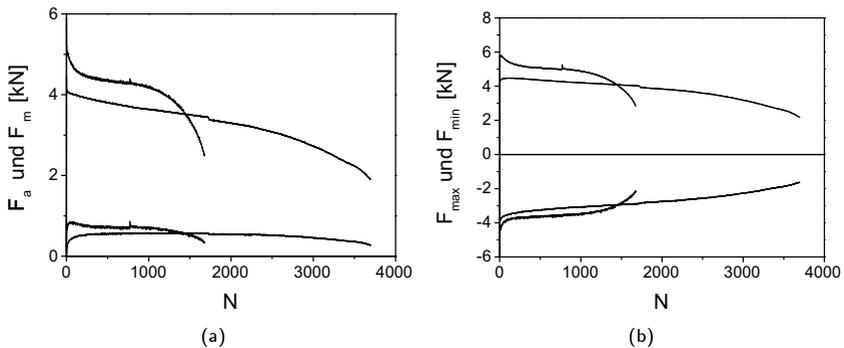


Abbildung 7.3: Kraftamplitude und Mittelkraft (a) sowie Maximal- und Minimalkraft von zwei TMF-Versuchen an Demonstratorproben (b)

In Abbildung 7.4 ist die normierte Steifigkeit eines Versuchs mit vollständiger Nenndehnungsbehinderung über der Anzahl der TMF-Zyklen beispielhaft für einen der Versuche dargestellt. Der Verlauf der Steifigkeit lässt sich dabei in drei Bereiche unterteilen. Innerhalb der ersten etwa 600 Zyklen bleibt die ermittelte Steifigkeit der Probe annähernd konstant. Zwischen Zyklus 600 und 1250, noch vor Erreichen der Anrisslastspielzahl, ist ein leichter, annähernd linearer Abfall der Steifigkeit zu beobachten, bevor es dann, nach Erreichen der Anrisslastspielzahl, zu einem deutlich stärkeren Abfall kommt. Dieser Verlauf und die drei charakteristischen Bereiche lassen sich in allen fünf durchgeführten Versuche eindeutig identifizieren. Die Einteilung in diese Bereiche kann nicht durch mikrostrukturelle Änderungen belegt werden. Ebenfalls kann keine Aussage über die Risslänge zum Zeitpunkt der Anrisslastspielzahl gemacht werden. Nach der Definition der Anrisslebensdauer aus Kapitel 6.1 betragen die Anrisslastspielzahlen der durchgeführten Versuche 1250, 1500 und 1850 TMF-Zyklen für Versuche

mit vollständiger Nenndehnungsbehinderung und 2800 und 3000 TMF-Zyklen für Versuche mit 80 % Nenndehnungsbehinderung.

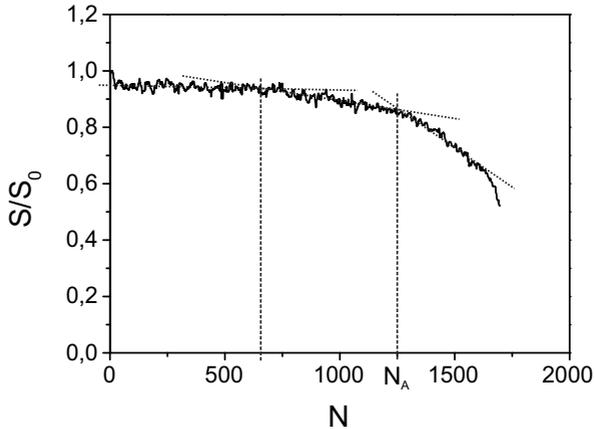


Abbildung 7.4: Normierter Verlauf der Steifigkeit aus einem TMF-Versuch an einer Demonstratorprobe

In Abbildung 7.5 ist die Kraft F über dem mechanischen Weg für einen Versuch mit vollständiger Nenndehnungsbehinderung aufgetragen. Die Anrisslastspielzahl dieses Versuchs betrug $N_A = 1850$. Der mechanische Weg wird, analog zur mechanischen Dehnung, aus der Differenz des ermittelten Wegs s_t und des im Referenzzyklus ermittelten thermischen Wegs s_{th} berechnet. Die hier dargestellten Hysteresen stammen aus den Zyklen 1, 400, 1200 und 1600. Der dynamische Relaxationsbereich im ersten Zyklus, sowie die Abnahme der Maximalkraft mit steigender Zyklenzahl durch die Überalterung des Werkstoffs sind deutlich zu erkennen. Dieses Werkstoffverhalten ist für alle durchgeführten Versuche charakteristisch. Aufgrund der unterschiedlichen lokalen Spannungen und Dehnungen innerhalb der Probe würde hier eine Auftragung der Nennspannung und mechanischen Nenntotaldehnung keinen Informationsgewinn ergeben. Dies würde fälschlicherweise implizieren, dass lokal wirkende Spannungen und Dehnungen ermittelt werden konnten, was aufgrund der mehrachsigen und inhomogenen Beanspruchung jedoch nicht korrekt ist.

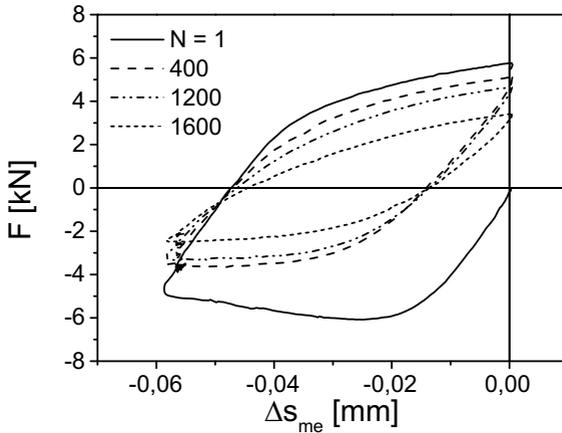


Abbildung 7.5: Vier Hysteresen verschiedener Zyklen in einem Kraft–Weg–Diagramm eines TMF–Versuchs an einer Demonstratorprobe mit vollständiger Nenntotaldehnungsbehinderung

Die Anrissstellen aller Proben liegen im Kerbgrund zwischen der beheizten und gekühlten Seite. Bei allen durchgeführten Versuchen liegt die Anrissstelle etwa 2 bis 2,5 mm von der beheizten Seite entfernt. Eine typische Bruchfläche mit Rissinitiation in diesem Bereich ist in Abbildung 7.6 dargestellt. Bei dem Versuch mit der geringsten Anrisslastspielzahl liegt die Anrissstelle ebenfalls in diesem Bereich. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchfläche haben jedoch gezeigt, dass sich an dieser Stelle ein großer Lunker befindet.

7.3 Diskussion der TMF-Versuche an Demonstratorproben

Der Verlauf der Kraftamplitude sowie der Verlauf der Mittelkraft der TMF–Versuche an den Demonstratorproben zeigen prinzipiell sehr ähnliche Verläufe wie in den TMF–Versuchen an einachsig beanspruchten Proben, wie sie in Kapitel 6 beschrieben

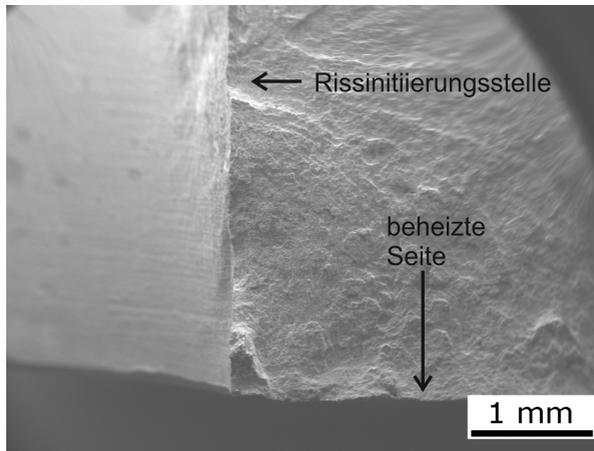


Abbildung 7.6: Typische Bruchfläche eines TMF-Versuchs an einer Demonstratorprobe mit Rissinitiierungsstelle etwa zwei Millimeter von der beheizten Seite entfernt

wurden. Zunächst nimmt die Kraftamplitude ab, was auf ein Überaltern des Werkstoffes zurückzuführen ist. Die Mittelkraft steigt hingegen sehr schnell an. Dies ist mit der Nenndeformungsbehinderung und der sich dadurch einstellenden globalen Out-of-Phase Beanspruchung zu erklären.

Die im folgenden Kapitel 8.2 vorgestellten numerisch berechneten Spannungen der Demonstratorprobe zeigen, dass die höchstbeanspruchte Stelle nicht auf der beheizten Seite, sondern etwa zwei Millimeter von dieser entfernt zu finden ist. Die gefundenen Rissinitiierungsstellen aller durchgeführten Versuche zwischen beheizter und gekühlter Seite stimmen gut mit der höchstbeanspruchten Stelle der Simulationsergebnisse (vgl. Abschnitt 8.2) überein. Aufgrund der Temperaturgradienten und einer leichten Phasenverschiebung der Temperatur, die heiße Seite eilt der kalten Seite um etwa 5° voraus, ist die Beanspruchung an dieser Stelle keine reine OP-Beanspruchung. Bei gegebener Maximal- und Minimaltemperatur kann die Lebensdauer empfindlich von der Phasenbeziehung und dem dominierenden Schädigungsprozess abhängen. So wird zum Beispiel bei sonst gleichen Beanspruchungsbedingungen bei relativ hohen Maximaltemperaturen für IP-Versuche eine deutlich geringere Lebensdauer als für OP-Versuche

ermittelt. Dies wird auf die bei IP–Versuchen größere Kriechschädigung zurückgeführt. Bei relativ niedrigen Maximaltemperaturen dominieren dagegen meist die induzierten Mittelspannungen, wodurch sich wegen der mit der OP-Versuchsführung verbundenen Zugmittelspannungen bei diesen Versuchen im Vergleich zu IP–Versuchen deutlich kleinere Lebensdauern einstellen [123, 124].

Aber auch relativ kleine Phasenverschiebungen können wegen der mit ihnen verbundenen Änderungen der Maximalwerte der induzierten Spannungen die Lebensdauer signifikant beeinflussen [125]. Für den untersuchten Werkstoff finden sich in der zugänglichen Literatur keine Untersuchungen zum Einfluss kleiner Phasenverschiebungen auf das Lebensdauerverhalten unter OP–Beanspruchung. Neben der Phasenlage hat auch die Maximaltemperatur einen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer. Die Rissinitiierungsstelle liegt in den meisten Versuchen etwa zwei Millimeter von der beheizten Probenoberfläche entfernt. An dieser Stelle ist die Temperatur etwas niedriger (vergleiche Abschnitt 7.1.1) als an der beheizten Oberfläche. Bei sonst gleichen Randbedingungen ist zu erwarten, dass die Lebensdauer mit abnehmender Maximaltemperatur zunimmt. Aber auch für diesen Einfluss finden sich für den untersuchten Werkstoff keine belastbaren Ergebnisse in der öffentlich zugänglichen Literatur, so dass eine Quantifizierung des Einflusses der geringeren Maximaltemperatur auf die Anrisslebensdauer schwierig ist.

Der Versuch mit der geringsten Lebensdauer zeigt die Rissinitiierungsstelle in dem gleichen Bereich wie die anderen durchgeführten Versuche. Durch den dort vorhandenen große Lunker ist die deutlich geringere Lebensdauer gegenüber den anderen Versuchen zu erklären. Grundsätzlich ist jedoch zu berücksichtigen, dass eine reale Oberfläche grundsätzlich Fehler, wie beispielsweise Kerben durch die Herstellung, aufweist. Daher entspricht die Stelle eines Werkstofffehlers, wie dieser Lunker nahe der Oberfläche, infolge der Kombination mit den hohen dort wirkenden Beanspruchungen der zu erwartenden Anrissstelle, auch wenn diese nicht zwingend die höchstbeanspruchte Stelle aus der Simulation darstellt (vergleiche Abbildung 8.2a).

8 Simulation und Lebensdauervorhersage

8.1 Simulation

Ziel der Simulation war es, die Spannungs- und zugehörigen Dehnungsverläufe der TMF–Versuche an den kritischen Stellen der Demonstratorproben zu berechnen, um eine Lebensdauer prognostizieren zu können, welche den Einfluss der Probengeometrie und Temperaturgradienten berücksichtigt und diese mit experimentell (vergleiche Kapitel 7) ermittelten Lebensdauerwerten vergleichen zu können.

8.1.1 Werkstoffparameter

Im ersten Schritt wurde auf Basis der in Kapitel 5.2 beschriebenen Versuche die Werkstoffparameter des Materialmodells „Two-Layer Viscoplastic“ ermittelt. Eine genaue Beschreibung des Modells findet sich in Kapitel 2.5.

8.1.2 Eingangsgrößen und Randbedingungen der Simulation

Für die numerische Berechnung der lokalen Spannungen und Dehnungen während der TMF–Beanspruchung der bauteilnahen Demonstratorprobe wurde ein Temperaturprofil vorgegeben, welches sich an den Kalibrierversuchen aus Kapitel 7.1.1 orientiert. So wurden jeweils die ermittelten zeitlichen Temperaturverläufe eines Zyklus für die

beheizte und die gekühlte Seite durch sieben lineare Schritte angenähert. Die tatsächlichen und die so nachgebildeten Temperaturverläufe der beiden gegenüberliegenden Seiten sind in Abbildung 8.1a dargestellt.

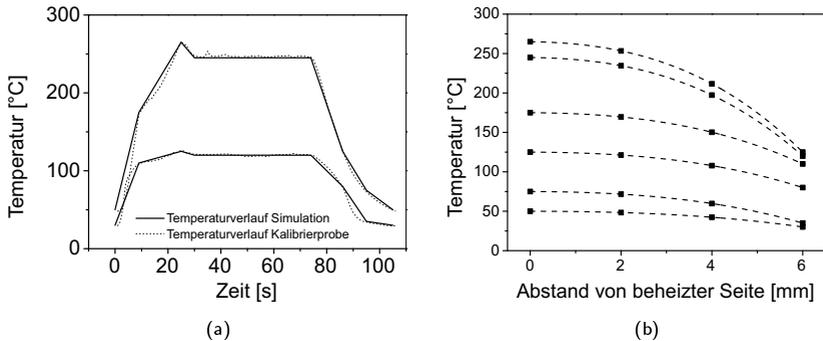


Abbildung 8.1: Temperaturverlauf der Kalibrierprobe und vorgegebene Temperaturen in der Simulation (a) sowie der vorgegebene horizontale Temperaturverlauf für verschiedener Temperaturen (b)

Der Temperaturverlauf innerhalb der Probe wurde in horizontaler Richtung, von der beheizten zur gekühlten Seite, über eine kubische Funktion abgebildet. Der Temperaturgradient direkt an der Oberfläche der beheizten Seite wurde dabei als Null vorgegeben, um auch die Beheizung der Probe unter der Oberfläche durch die Hochfrequenz-Heizung zu berücksichtigen (vgl. Kapitel 7.1.2). Abbildung 8.1b zeigt die sich daraus für verschiedene Temperaturen ausgehend von der beheizten Oberfläche ergebenden Temperaturverteilungen über der Probendicke. Die Temperaturen senkrecht dazu, also innerhalb der Flächen parallel zur beheizten Seite, werden in der numerischen Berechnung jeweils als konstant vorgegeben.

8.2 Simulation der lokalen Beanspruchungen bei TMF–Versuchen

Um eine Lebensdauervorhersage von TMF–Versuchen an Demonstratorproben durchführen zu können, wurden jeweils fünf TMF–Zyklen eines TMF–Versuchs mit vollständiger Nenndeformungsbehinderung $\varepsilon_{a,t} = 0$ und eines TMF–Versuchs mit 80% Nenndeformungsbehinderung $\varepsilon_{a,t} = 0,2 \cdot \varepsilon_a^{th}$ simuliert. Da die Rissinitiierung an der Stelle der höchsten Beanspruchung zu erwarten ist, wurden für die Lebensdauervorhersage der TMF–Versuche an den Demonstratorproben die lokal wirkenden Beanspruchungen in Längsrichtung numerisch abgebildet.

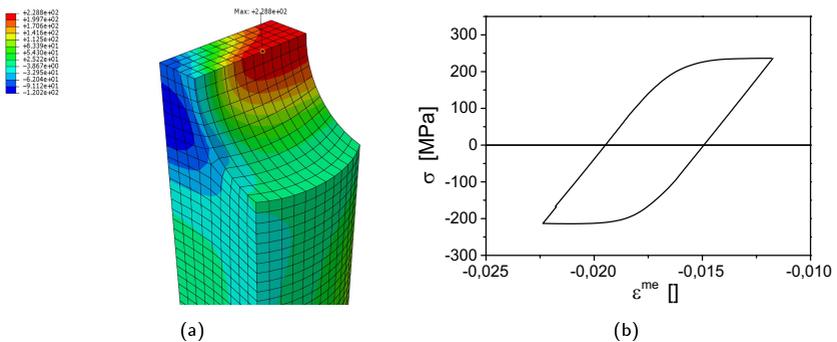


Abbildung 8.2: Spannungen in Längsrichtung der Probe bei vollständiger Nenntotaldehnungsbehinderung am Ende des fünften TMF–Zyklus (a) und Simulation der Spannungen und Dehnungen des fünften Zyklus der höchstbeanspruchten Stelle (b)

Nach fünf simulierten TMF–Zyklen hat sich ein stabilisierter Zustand eingestellt und es kommt zu keinen Änderungen der berechneten Spannungen mehr im Vergleich zu darauf folgenden Zyklen. Der Ort der höchsten Vergleichsspannung nach von Mises wurde für die Lebensdauerabschätzung gewählt. Dieser tritt am Ende eines Zyklus, bei den kleinsten Temperaturen auf und liegt im Kerbgrund, etwas näher an der gekühlten als

an der beheizten Seite. Da Vergleichsspannungen aufgrund ihrer Berechnung immer positiv sind und keine Hysterese abbilden können, wenn sie über der mechanischen Dehnung aufgetragen werden, wurden diese nur für die Bestimmung des Ortes der maximalen Beanspruchung benutzt. Für die Berechnung des Schädigungsparameters W_p an diesem Punkt wird hingegen die Spannung-Dehnungs-Hysterese in Längsrichtung der Probe verwendet. In Abbildung 8.2a ist diese für die Beanspruchung am Ende des fünften TMF-Zyklus dargestellt.

Um ein stabiles Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Werkstoffes zu erhalten, wurden die ersten fünf Zyklen simuliert. Die in der höchstbeanspruchten Stelle der Vergleichsspannung nach von Mises wirkenden Normalspannungen und Dehnungen in Längsrichtung der Probe sind in Abbildung 8.2b für vollständige Dehnungsbehinderung dargestellt.

8.3 Lebensdauervorhersage

Die Demonstratorprobe weist im Gegensatz zu den in dieser Arbeit durchgeführten TMF-Versuchen an einachsigen beanspruchten Proben keine Startkerbe auf. Diese Startkerben vermindern jedoch wiederum die Lebensdauern der einachsigen beanspruchten Proben (siehe Kapitel 6). Zur Lebensdauervorhersage der Demonstratorprobe wurde deshalb direkt auf die Lebensdauerlinie von [24] zurückgegriffen, die aus Versuchen mit nicht gekerbten Proben ermittelt wurde. Hierbei kann nur die dissipierte plastische Verformungsenergie genutzt werden, da elastische Verformungsenergien für Proben ohne Startkerbe nicht bekannt sind. Da die lokal wirkenden Spannungen und Dehnungen im Versuch nicht gemessen werden können, wurden für die Lebensdauervorhersage der bauteilnahen Demonstratorprobe die Simulationsergebnisse aus Kapitel 8.2 verwendet. Mit den Kenngrößen der ermittelten Beanspruchungen berechnet sich der Schädigungsparameter W_p für die an der höchstbelasteten Stelle auftretenden Belastungen zu $W_p = 1,925 \text{ MPa}$ für vollständige Dehnungsbehinderung und auf $W_p = 1,074 \text{ MPa}$ für 80% Dehnungsbehinderung.

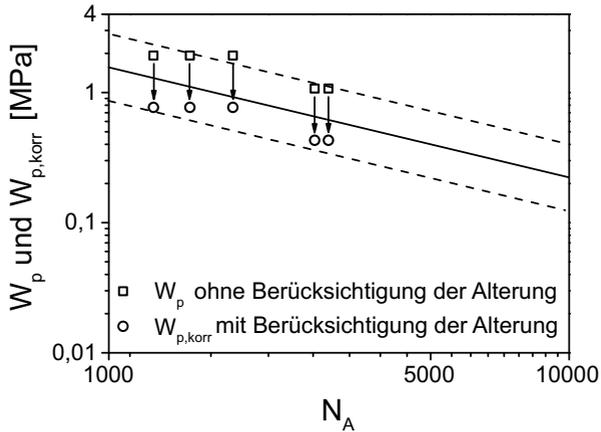


Abbildung 8.3: Anwendung des Lebensdauermodells durch den berechneten Schädigungsparameter W_p über der im Versuch ermittelten Lebensdauer der Demonstratorversuche mit der Lebensdauerlinie von [24] (durchgezogene Linie) und dem Streubereich für den Faktor 2 (gestrichelte Linien)

In Abbildung 8.3 sind diese Werte als offene Quadrate für die fünf durchgeführten Versuche dargestellt. Eingezeichnet sind die berechneten Werte jeweils für die im Versuch ermittelten Anrisslastspielzahlen. Die durchgezogene Linie stellt die Lebensdauerlinie nach [24] dar, die gestrichelten Linien markieren ein Streuband um den Faktor 2 dieser Lebensdauerlinie. Alle berechneten Datenpunkte liegen deutlich oberhalb der Lebensdauerlinie. Mit dem vorgestellten Verfahren werden die Anrisslastspielzahlen unterschätzt. Für die berechneten Werte von W_p ergibt sich eine vorhergesagte Anrisslastspielzahl von 782 Zyklen für vollständige Dehnungsbehinderung bzw. 1557 Zyklen für 80 %-ige Dehnungsbehinderung. Die experimentellen Anrisslastspielzahlen betragen zwischen 1250 und 1860 Zyklen bzw. 2800 und 3000 Zyklen. Somit ist die Anrisslastspielzahl der Proben im Versuch etwa um den Faktor zwei größer als die prognostizierten Anrisslastspielzahlen. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 8.7b durch die offenen Quadrate veranschaulicht. Dabei ist zu beachten, dass die Probe mit

der kleinsten Lebensdauer bei vollständiger Dehnungsbehinderung den Rissausgang an einem großen Lunker hat und dadurch eine verkürzte Lebensdauer aufweist. Es kann deshalb davon ausgegangen werden, dass die Anrisslastspielzahl ohne diesen Lunker höher läge und damit die Lebensdauervorhersage nach dem bisher vorgestellten Verfahren stark konservativ ist.

Weder das hier verwendete Lebensdauermodell noch die Simulation des Werkstoffverhaltens berücksichtigen eine Alterung des Werkstoffs. Im Verlauf der durchgeführten TMF-Versuche tritt jedoch eine deutliche Überalterung des Werkstoffs ein, was zu einer Änderung des Verformungsverhaltens führt, wie es in Kapitel 5.1.3 beschrieben ist. Die Alterung des Werkstoffs kann berücksichtigt werden, indem man die Verformungsarbeit W_p um eine von der Alterung abhängige Funktion F erweitert:

$$W_{p,korr} = W_p \cdot F(t_{Alterung}), \quad (8.1)$$

In der Funktion F (Gleichung 8.2) soll die Veränderung der dissipierten plastischen Energie infolge der Alterung durch die Änderung der plastischen Verformungsenergie beim Zugversuch abgebildet werden. Hierfür geht die Ludwigsleichung (Gleichung 2.4) in integrierter Form für die gealterten Zustände in den Zähler und für ungealterte Zustände in den Nenner ein:

$$F(t_{Alterung}) = \frac{\sigma_0(t) \cdot \Delta\varphi(t) + K_L \cdot \frac{1}{n(t) + 1} \cdot \Delta\varphi(t)^{n(t)+1}}{\sigma_0(t_0) \cdot \Delta\varphi(t_0) + K_L \cdot \frac{1}{n(t_0) + 1} \cdot \Delta\varphi(t_0)^{n(t_0)+1}}. \quad (8.2)$$

$\Delta\varphi$ wird dabei über die Randbedingungen

$$0 = \ln\left(1 + \Delta\varepsilon_t - \frac{\sigma_0 + K_L \cdot \Delta\varphi^n}{E}\right) + \Delta\varphi \quad \text{und} \quad 0 < \Delta\varphi < \Delta\varepsilon_t \quad (8.3)$$

bestimmt. Die zeitliche Entwicklung des Verfestigungsexponenten n und der Fließspannung σ_0 in Abhängigkeit der Auslagerungszeit wurde in Kapitel 5.1.3 ermittelt und ist in Abbildung 8.4a nochmals dargestellt. Die Abnahme der Fließspannung σ_0 und die gleichzeitige Zunahme des Verfestigungsexponenten n wird darin deutlich. Die Entwicklung dieser beiden Größen bildet die Grundlage der Berücksichtigung der Werkstoffalterung durch die Funktion F .

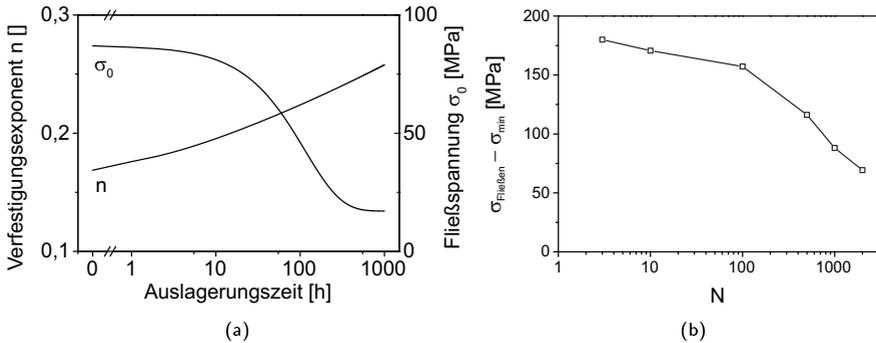


Abbildung 8.4: Entwicklung der Modellgrößen Verfestigungsexponent n und Fließspannung σ_0 in Abhängigkeit der Auslagerungszeit bei $T = 250 \text{ °C}$ (a) und Entwicklung der Spannung für erneutes plastisches Fließen in Abhängigkeit der TMF-Zyklen (b)

Bei einem TMF-Versuch ohne vorheriges Auslagern (siehe Abschnitt 6) wurde beispielhaft für sechs Zyklen jeweils die Differenz zwischen der Spannung für erneutes plastisches Fließen nach der Umkehr der Beanspruchung $\sigma_{\text{Fließen}}$ und der Minimalspannung σ_{min} ermittelt: $\sigma_{\text{Fließen}} - \sigma_{\text{min}}$. Die Entwicklung dieser Spannungsdifferenz in Abhängigkeit der TMF-Zyklen ist in Abbildung 8.4b dargestellt. Diese Differenz entspricht bei der Berechnung der Hystereseflächen über die Integration der Ludwiggleichung der Fließspannung σ_0 . Gut zu erkennen ist, dass beide Größen einen qualitativ ähnlichen Verlauf haben, die Fließspannung σ_0 in Abhängigkeit der Auslagerungszeit und die Differenz der Spannung für erneutes Fließen und der Minimalspannung in Abhängigkeit der TMF-Zyklen. Beide Werte gehen auf etwas weniger als die Hälfte ihres Anfangswertes zurück. Da bei den durchgeführten TMF-Zyklen die Temperatur nicht konstant war, ist es nicht möglich den einen zeitabhängigen mit dem anderen zyklusabhängigen Wert direkt miteinander zu vergleichen.

Berechnet man die zeitliche Entwicklung der wahren logarithmischen Dehnung φ und der Spannungsamplitude σ_a für eine Totaldehnungsamplitude von $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,75\%$, wie sie für die höchstbeanspruchte Stelle der Demonstratorprobe mit vollständiger Deh-

nungsbehinderung ermittelt wurde, so ergibt sich der in Abbildung 8.5a dargestellte Verlauf. Die Spannungsamplitude nimmt zunächst mit der Auslagerungszeit ab, die wahre logarithmische Dehnung zu. In Abbildung 8.5b ist die Spannungsamplitude eines TMF-Versuchs ohne vorherige Auslagerung abgebildet.

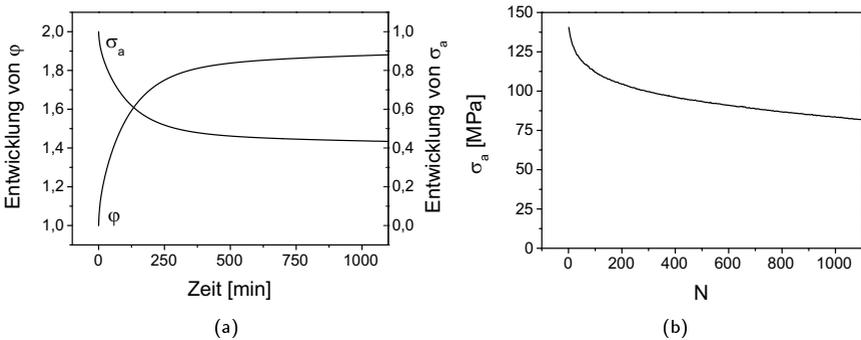


Abbildung 8.5: Entwicklung der berechneten Spannungsamplitude σ_a und der berechneten wahren Dehnung φ der höchstbeanspruchten Stelle bei vollständiger Nenn-totaldehnungsbehinderung in Abhängigkeit der Auslagerungszeit (a) und Entwicklung der Spannungsamplitude σ_a in Abhängigkeit der TMF-Zyklen eines einachsigen beanspruchten TMF-Versuchs mit vollständiger Dehnungsbehinderung (b)

Ähnlich wie bei dem vorherigen Vergleich der berechneten Fließspannung aus den quasistatischen Versuchen mit der Differenz der Spannung für erneutes plastisches Fließen und der maximalen Druckspannung aus den TMF-Versuchen ist es auch hier nicht möglich, die Auslagerungszeit direkt mit der Anzahl der TMF-Zyklen zu vergleichen. Es ist aber gut zu erkennen, dass die in den TMF-Versuchen ermittelte Abnahme der Spannungsamplitude durch die Auslagerungszeit bei der Berücksichtigung der Alterung in ähnlicher Weise stattfindet. In Abbildung 8.6a ist die Entwicklung des Alterungsterms F in Abhängigkeit der Zeit und der Totaldehnungsdifferenz dargestellt. Für sehr kleine

Dehnungsamplituden werden die Werte für überalterte Zustände größer eins. Für den interessierenden Bereich bei TMF–Beanspruchung sind die Werte des Alterungsterms kleiner eins. Die Werte für F nehmen in den ersten Minuten stark ab und stabilisieren sich anschließend im weiteren Verlauf. In Abbildung 8.6b ist die normierte Entwicklung von W_p für eine mechanische Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,75\%$ dargestellt. Der stabilisierte Wert beträgt etwa $F \approx 0,4$. Für die hier durchgeführten Versuche ergeben sich damit Werte für den Schädigungsparameter von $W_p \approx 0,77 \text{ MPa}$ für Versuche mit vollständiger Dehnungsbehinderung und $W_p \approx 0,43 \text{ MPa}$ für Versuche mit 80 % Dehnungsbehinderung. Diese Werte sind in Abbildung 8.3 und 8.7b als offene Kreise dargestellt.

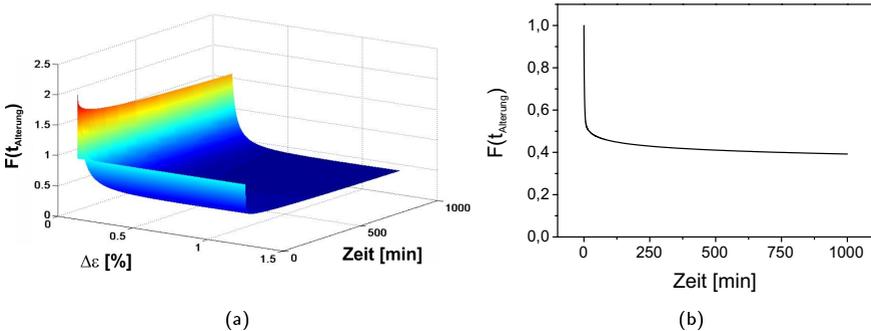


Abbildung 8.6: $F(t_{Alterung})$ in Abhängigkeit der Überalterung und der doppelten Totaldehnungsamplitude $\Delta\varepsilon$ (a) sowie $F(t_{Alterung})$ für $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,75\%$ in Abhängigkeit der Auslagerungszeit (b)

Die Berücksichtigung der Werkstoffalterung führt zu einer nicht konservativen Lebensdauervorhersage, d.h. die prognostizierte Lebensdauer ist höher als die im Versuch ermittelte. Die Differenz der prognostizierten und der tatsächlichen Lebensdauer unter Berücksichtigung der Alterung ist kleiner als ohne Berücksichtigung der Alterung. Die gewählte Form der Berücksichtigung der Alterung kann die Effekte der Alterung nur auf Basis quasistatischer Versuche an überalterten Proben bewerten. Alle mikrostrukturellen Mechanismen, die sich durch eine zyklische Beanspruchung ergeben, kön-

nen nicht berücksichtigt werden. So werden beispielsweise keine zyklischen Ent- oder Verfestigungseffekte berücksichtigt. Typischerweise tritt bei dem untersuchten Werkstoffzustand jedoch eine zyklische Verfestigung auf für LCF-Versuche an Raumtemperatur und Totaldehnungsamplituden über $\varepsilon_{a,t} = 3,0\%$ [25]. Durch diese Verfestigung würde wiederum die dissipierte plastische Energie größer werden. Unter TMF-Bbeanspruchungen mit den hier durchgeführten Temperaturen zeigt dieser Werkstoffzustand stark wechselentfestigendes Verhalten, was auf die Überalterung zurückgeführt wird [25]. Des Weiteren gibt es Wechselwirkungseffekte der zyklischen Beanspruchung und der Überalterung ausscheidungsverfestigter Werkstoffe. Untersuchungen hierzu an einer Aluminium-Kupfer-Legierung zeigen, dass es deutliche Wechselwirkungseffekte der zyklischen Ausbildung der Versetzungsstruktur und der Entwicklung der Ausscheidungsstruktur gibt, welche mitbestimmend für die Festigkeiten sind [33]. Durch die Erhöhung der Versetzungsdichte entstehen bessere Diffusionsmöglichkeiten, da die Selbstdiffusion entlang von Versetzungslinien begünstigt ist [32], was zu einer Beschleunigung der Überalterung führt. Kohärente Ausscheidungen können von Versetzungen geschnitten werden, was zu einer Verkleinerung, im Extremfall sogar zu einer Auflösung, der Ausscheidungen führen kann [31]. Gleichzeitig trägt die Überalterung zur Vergrößerung der Ausscheidungen bei. Diese Wechselwirkungen werden durch eine thermisch mechanische Beanspruchung noch komplexer und wurden bislang nicht untersucht. Es ist zu erwarten, dass die Berücksichtigung der Alterung über eine Beschreibung, die die Veränderung der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve beinhaltet, einen Teil dieser Mechanismen berücksichtigen kann. Zur Berücksichtigung der wesentlichen Mechanismen müssten die ZSDK an unterschiedlich stark überalterten Proben ermittelt und auch variierende Vorbeanspruchungen bei der Überalterung durchgeführt, werden. Dadurch würde wahrscheinlich der Alterungsterm eine kleinere Abnahme der dissipierten plastischen Verformungsenergie bewirken und sich eine bessere Lebensdauervorhersage ergeben.

Vergleicht man für die Berücksichtigung der Alterung die plastische Verformungsenergie aus Zugversuchen an unterschiedlich stark überalterten Proben für die Berechnung und die im Versuch ermittelten W_p , so sind nur sehr geringe Abweichungen voneinander festzustellen. Dies ist in Abbildung 8.7a für unterschiedliche lang ausgelagerte Zu-

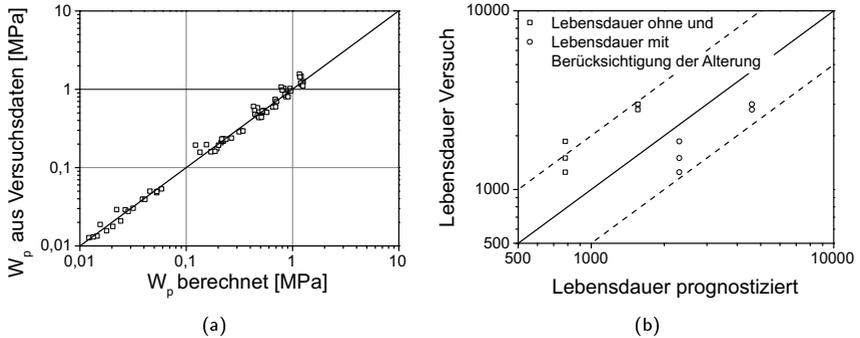


Abbildung 8.7: Vergleich der plastische Verformungsenergie aus durchgeführten Zugversuchen an unterschiedlich stark überalterten Proben und den zugehörigen berechneten plastischen Verformungsenergien (a) sowie der Vergleich der im Versuch ermittelten Lebensdauer und der prognostizierten Lebensdauer der TMF-Versuche an Demonstratorproben ohne und mit Berücksichtigung der Überalterung (b)

stände (1, 10, 100, 1000 h bei 250 °C) zusätzlich zum Ausgangszustand T6 für jeweils sechs unterschiedliche plastische Maximaldehnungen (0,15 %, 0,2 %, 0,4 %, 0,6 %, 0,8 % und 1,0 %) zu erkennen. Es kann aber damit gezeigt werden, dass mit dem vorgeschlagenen Alterungsterm (Gleichung 8.2) den Einfluss der Überalterung auf die plastische Verformungsarbeit im Zugversuch sehr gut beschrieben werden kann. Wie groß der Einfluss einer zyklischen Beanspruchung auf die Überalterungsprozesse ist, konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht werden.

9 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Einflüsse auf die Schädigung und Lebensdauer von Aluminium–Gusslegierungen unter thermisch–mechanischer Beanspruchung untersucht.

Zunächst wurde der Einfluss der Veränderung des mikrostrukturellen Zustands in den ersten Zyklen auf die Schädigungsentwicklung und die Lebensdauer untersucht. Hierfür wurden TMF–Versuche an vollausgehärteten (T6) und leicht überalterten (T7) Proben nach 10 bzw. 100 Zyklen unterbrochen und die Proben anschließend warm ausgelagert und vollständig überaltert. Im Anschluss daran wurden die Versuche mit den gleichen Parametern wie vor der Wärmebehandlung bis zum Versagen der Probe fortgeführt. Um den Einfluss des mikrostrukturellen Zustands besser beurteilen zu können, wurden zusätzlich TMF–Versuche ohne Unterbrechung an vollausgehärteten und vollständig überalterten Proben durchgeführt. Die Definition der Anrisslastspielzahl erfolgte über einen charakteristischen Steifigkeitsabfall. Um einen reproduzierbaren Steifigkeitsverlauf über der Zyklenzahl zu erhalten, wurden Proben mit einer halbkreisförmigen Startkerbe, deren Abmessungen derjenigen natürlicher Fehler entspricht, verwendet. So konnte eine Einfachrissinitiierung an der Seite des Dehnungsaufnehmers gewährleistet werden. Die Ergebnisse der TMF–Versuche haben gezeigt, dass die Anrisslastspielzahlen der Proben im überalterten Ausgangszustand größer sind als die der Proben im vollausgehärteten Ausgangszustand. Des Weiteren konnte gezeigt werden, dass auch eine Verlängerung der Haltezeit im ersten TMF–Zyklus eine Verringerung der Lebensdauer bewirkt. Dies ist insbesondere bei Proben im vollausgehärteten Ausgangszustand zu beobachten. Im Gegensatz dazu führen TMF–Versuche an vollständig überalterten Proben zu deutlich höheren Anrisslastspielzahlen als Versuche an Proben, die zu Versuchsbeginn im vollausgehärteten oder leicht überalterten

Zustand vorlagen. Die Anrisslastspielzahlen von Versuchen im Ausgangszustand T6 ohne Unterbrechung und anschließende Warmauslagerung und Versuche im Ausgangszustand T6 mit Unterbrechung nach 10 oder 100 Zyklen und anschließender Warmauslagerung unterscheiden sich kaum. Aus diesen Ergebnissen lässt sich ableiten, dass der höherfeste Zustand, in dem die Proben in den ersten Zyklen vorliegen, zu dieser Lebensdauerverringering führt und die Schädigung in diesen Zyklen entscheidend ist.

Um diesen Einfluss des mikrostrukturellen Zustands und den der eingebrachten Startkerbe auf die Lebensdauer in den einzelnen Lebensdauerphasen besser beurteilen zu können, wurde eine iterative Berechnung der Beanspruchungen und der daraus resultierenden Schädigung jeweils für die einzelnen Zyklen zu Versuchsbeginn durchgeführt. Hierfür wurde die durch die Startkerbe verursachte lokale Spannung vor der Kerbe bzw. der Risspitze berechnet, ohne die Spannungsüberhöhung, die der Riss selbst verursacht, zu berücksichtigen. Über einen Ansatz aus dem Bereich der Betriebsfestigkeit wurden mit dieser lokal wirkenden Spannung die Schädigung und damit der Rissfortschritt des jeweiligen Zyklus berechnet. Dieser Schritt wurde so lange wiederholt, bis kein Einfluss der Startkerbe mehr feststellbar war. Anschließend wurde eine Restlebensdauerabschätzung durch eine nichtlineare Schädigungsakkumulation durchgeführt, wofür Lebensdauerwerte nicht gekerbter Proben verwendet wurden. Die aus der Iteration erhaltene Zyklenzahl addiert mit der abgeschätzten Restlebensdauer ergibt schließlich die prognostizierte Lebensdauer. Mithilfe dieser Methode konnten Lebensdauerprognosen für die unterschiedlich durchgeführten Versuche erstellt werden. Diese Lebensdauerprognose kann keine zufriedenstellende Lebensdauer berechnen. Sie ist aber in der Lage den Lebensdauereinfluss der mikrostrukturellen Zustände, insbesondere die Lebensdauerreduktion der höherfesten Zustände zu Versuchsbeginn, qualitativ sehr gut zu erklären.

Um den Einfluss des mikrostrukturellen Zustands zu Versuchsbeginn in einem Lebensdauermodell besser erfassen zu können, wurde ein bestehendes energiebasiertes Lebensdauermodell, das eine Korrelation zwischen der plastischen Verformungsenergie und der Lebensdauer herstellt, erweitert. Dazu wurde der Ansatz um einen gewichteten Term abhängig von der elastischen Energie pro Zyklus erweitert. Hiermit ist eine

Berücksichtigung der Rissausbreitung möglich. Es konnte mit diesem erweiterten Energieansatz eine sehr gute Übereinstimmung von prognostizierter und experimenteller Anrisslastspielzahl erreicht werden.

Um eine Übertragbarkeit der existierenden Lebensdauermodelle auf komplexe, bauteilähnliche Geometrien zu ermöglichen, wurde eine Versuchseinrichtung für sogenannte Demonstratorproben weiterentwickelt und angepasst, um Beanspruchungen nachzubilden, wie sie im Ventilsteg eines Zylinderkopfes auftreten. Die Versuchseinrichtung ermöglicht TMF–Versuche an Flachproben, die von einer Seite beheizt und von der gegenüberliegenden Seite gekühlt werden. Die verwendeten Flachproben wiesen dabei zwei gegenüberliegende Kerben auf, welche die Ventilbohrungen nachbilden. Die Temperatur der beheizten Seite wurde geregelt und entsprach dem Temperaturverlauf der TMF–Versuche mit einachsigen beanspruchten Proben ($T_{min} = 50^{\circ}\text{C}$ und $T_{max} = 250^{\circ}\text{C}$). Die Temperatur auf der gekühlten Seite resultiert aus der Wärmeabfuhr. Es wurden TMF–Versuche mit zwei unterschiedlichen Beanspruchungen durchgeführt: zum Einen vollständige Nenndehnungsbehinderung an der Kerbe und zum Anderen 80% Nenndehnungsbehinderung.

Zur Bewertung der TMF–Versuche an Demonstratorproben konnten die im Versuch ermittelten Kräfte und Längenänderungen nicht direkt verwendet werden, da die Spannungen und Dehnungen in der Probe hochgradig inhomogen verteilt sind. Deshalb wurde eine FEM–Simulation durchgeführt, für die ein bestehendes Materialmodell (Two-Layer-Viscoplastic) zur numerischen Berechnung der lokalen Beanspruchungen unter mehrachsiger thermischer und mechanischer Beanspruchung angepasst wurde. Die lokalen Spannungen und Dehnungen wurden für einen stabilisierten Zyklus berechnet. Anschließend wurde eine Lebensdauerabschätzung anhand dieser Werte und des oben beschriebenen Lebensdauermodells ohne Erweiterung durchgeführt und mit den in den Versuchen ermittelten Lebensdauerwerten verglichen. Diese Lebensdauer vorhersage unterschätzt die im Versuch ermittelte Lebensdauer, weil die Veränderung des mikrostrukturellen Zustandes und die dadurch resultierenden Änderungen des Spannungs-Dehnungs-Verhalten nicht berücksichtigt wurde. Diese Lebensdauerprognose konnte verbessert werden, indem der Einfluss der Alterung auf das Verformungsverhalten berücksichtigt wurde. Hierfür wurde das quasistatische Verformungsverhalten

verschiedener Wärmebehandlungszustände untersucht und ein Ansatz entwickelt, welcher diesen Aspekt der Alterung berücksichtigt. In diesen geht der Quotient aus der Verformungsenergie bei quasistatischer Verformung für den gealterten und ungealterten Zustand als Faktor ein. Die Veränderung des Überalterungsverhaltens durch die zyklische Beanspruchung kann hiermit jedoch nicht berücksichtigt werden. Dies führt zu einer leichten Überschätzung der Lebensdauer, jedoch sind die Abweichungen geringer als bei vorhergehenden Unterschätzung. Insgesamt ist dieses Lebensdauermodell jedoch besser geeignet, da durch die Erweiterung zumindestens ein Teil der mikrostrukturellen Änderungen während der Lebensdauer erfasst werden kann. Durch diese Berücksichtigung konnte eine deutliche Verbesserung der Lebensdauervorhersage erzielt werden.

10 Anhang

Tabelle 10.1: Parameter TLV-Materialmodell

E	ν	σ_0	C	b	Q	A	n	m	f	T
69000	0,33	150	130000	2500	40	1,00E-03	1,5	0	0,01	20
69000	0,33	148	120000	2500	40	1,00E-04	1,5	0	0,016	50
68000	0,33	146	120000	2500	40	1,00E-05	1,5	0	0,018	100
66000	0,33	142	110000	2500	40	1,00E-06	1,6	0	0,022	150
64000	0,33	131	80000	2500	40	2,00E-08	3	0	0,0318	200
62000	0,33	124	50000	2500	40	8,00E-09	4	0	0,06	250

Literaturverzeichnis

- [1] E. Macherauch: *Praktikum in Werkstoffkunde: 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik*. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 11., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage, 2011.
- [2] Bundesverband Deutscher Aluminium-Schmelzhütten und E. Bruch (Mitverf.): *Aluminium-Gusslegierungen: Sekundär-Aluminium; Qualität u. Recycling*. VDS, Düsseldorf, 5., überarb. Auflage, 1988.
- [3] L. F. Mondolfo: *Aluminum alloys: structure and properties*. Butterworths, London, 1976.
- [4] W. [Bearb.] Hufnagel (Herausgeber): *Aluminium-Taschenbuch*. Aluminium-Verl., Düsseldorf, 14. Auflage, 1988.
- [5] J. Högerl: *Beeinflussung der Gefügemorphologie und der mechanischen Eigenschaften von AlSi7Mg-Legierungen*. Dissertation, Technische Universität München, 1996.
- [6] A. J. Criado, J. A. Martinez und R. Calabres: *Growth of eutectic silicon from primary silicon crystals in aluminium-silicon alloys*. Scripta Materialia, 36(1), Seiten 47–54, 1997.
- [7] S. Knirsch, E. Ambos und M. Todte: *Werkstoff und Verfahrensentwicklung*. MTZ 65, Seiten 292–297, 2005.
- [8] S. Thalmailr: *Thermische Ermüdung von Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter ottomotorischen Beanspruchungen*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2009.

- [9] J. Murken: *Mikrostrukturelle Untersuchungen zum Einfluß von Spannung und plastischer Verformung auf das Wachstum von Ausscheidungen in Al-Legierungen bei erhöhter Temperatur*. In: Fortschrittberichte VDI: Reihe 5, Grund- und Werkstoffe, Kunststoffe, 665. VDI-Verlag, Düsseldorf, 2002.
- [10] E. Zschech: *Metallkundliche Prozesse bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen*. Härterei-Technische Mitteilungen, 51, Seiten 137–144, 1996.
- [11] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop und M.J. Couper: *The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys*. Acta Materialia, 46(11), Seiten 3893–3904, 1998.
- [12] M. Murayama, K. Hono, M. Saga und M. Kikuchi: *Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys*. Materials Science and Engineering: A, 250(1), Seiten 127–132, 1998.
- [13] C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen und H. W. Zandbergen: *Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system*. Acta Materialia, 49(2), Seiten 321–328, 2001.
- [14] C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen und H. W. Zandbergen: *The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β'' phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy*. Acta Materialia, 51(3), Seiten 789–796, 2003.
- [15] F. Ostermann: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer Berlin Heidelberg, 2007.
- [16] J. Groß: *Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Legierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen unter besonderer Beachtung des Gefügeeinflusses auf die Festigkeitswerte und auf das Bruchverhalten*. Dissertation, Technische Universität Berlin, 1992.
- [17] G. E. Byczynski, W. Kierkus, D. O. Northwood, D. Penrod, J. H. Sokolowski, W. A. Esseltine, J. Oswald und R. Thomas: *The effect of quench rate on mechanical properties of 319 aluminum alloy castings*. Materials Science Forum, 217-222, Seiten 783–788, 1996.

- [18] M. Tiryakioglu, J. Campbell und J. T. Staley: *Hardness-strength relationships in cast Al-Si-Mg alloys*. Materials Science Forum, 331–337, Seiten 295–300, 2000.
- [19] E. Cerri, M. Cabibbo, P. Cavaliere und E. Evangelista: *Mechanical behaviour of 319 heat treated thixo cast bars*. Materials Science Forum, 331-3, Seiten 259–264, 2000.
- [20] P. A. Rometsch und G. B. Schaffer: *An age hardening model for AlSi7Mg casting alloys*. Materials Science and Engineering A, 325(1-2), Seiten 424–434, 2002.
- [21] H. R. Shercliff und M. F. Ashby: *A process model for age hardening of aluminium alloys-I. The model*. Acta Metallurgica et Materialia, 38(10), Seiten 1789 – 1802, 1990.
- [22] H. R. Shercliff und M. F. Ashby: *A process model for age hardening of aluminium alloys-II. Applications of the model*. Acta Metallurgica et Materialia, 38(10), Seiten 1803 – 1812, 1990.
- [23] L. Verger, A. Constantinescu und E. Charkaluk: *Thermomechanical fatigue design of aluminium components*. European Structural Integrity Society, 29, Seiten 309–318, 2002.
- [24] I. Henne: *Schädigungsverhalten von Aluminiumgusslegierungen bei TMF und TMF/HCF-Beanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2006.
- [25] B. Flaig: *Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von GK-AlSi10Mg wa, GK-AlSi12CuMgNi und GK-AlSi6Cu4*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1995.
- [26] P. Ludwik: *Elemente der technologischen Mechanik*. Springer, Berlin, 1909.
- [27] H. J. Christ und H. Mughrabi: *Microstructure and Fatigue*. In: K. T. Rie, H.W. Grünling, G. König, P. Neumann, H. Nowack, K. H. Schwalbe und T. Seeger (Herausgeber): *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials-3*, Seiten 56–69. Springer Netherlands, 1992.

- [28] W. Ramberg und W.R. Osgood: *Description of stress-strain curves by three parameters*. NACA Technical Notes, 1965.
- [29] H. Mughrabi: *Mikrostrukturelle Ursachen der Ermüdungsrisssbildung*. Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe [Vortragstexte eines Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, 1984], 1985.
- [30] C. E. Feltner und C. Laird. *Acta Metallurgica et Materialia*, 15, 1967.
- [31] C. Laird: *Treatise on Material Science and Technology*. Plastic Deformation of Materials, 6, 1975.
- [32] T. E. Volin, K. H. Lie und R. W. Balluffi: *Measurement of rapid mass transport along individual dislocations in aluminum*. *Acta Metallurgica*, 19(4), Seiten 263 – 274, 1971.
- [33] J. B. Clark und A. J. McEvily: *Interaction of dislocations and structures in cyclically strained aluminum alloys*. *Acta Metallurgica*, 12(12), Seiten 1359 – 1372, 1964.
- [34] M. Riedler: *Methodikfindung zur Simulation von thermomechanisch beanspruchten Motorbauteilen aus Aluminiumlegierungen*. Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2005.
- [35] J. F. Salas: *Plastoermüdung: eine Einführung*. In: H. P. Stüwe (Herausgeber): *Tagungsbeiträge zum Thema: Verformung und Bruch*, Seiten 169–177. Verlag der Österreichischen Akademie der Wissenschaften, 1981.
- [36] R. Danzer: *Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen*. Materialkundlich-technische Reihe 8. Borntraeger, Berlin, 1988. 323-340.
- [37] R. Bürgel: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperatursegierungen*. Vieweg Technik: Werkstofftechnik. Vieweg, Braunschweig, 1998.
- [38] P. Hähner, C. Rinaldi, V. Bicego, E. Affeldt, T. Brendel, H. Andersson, T. Beck, H. Klingelhöffer, H. J. Kühn, A. Köster, M. Loveday, M. Marchionni und C. Rae:

- Research and development into a European code-of-practice for strain-controlled thermo-mechanical fatigue testing.* International Journal of Fatigue, 30(2), Seiten 372 – 381, 2008.
- [39] D. Löhe, T. Beck und K. H. Lang: *Important Aspects of Cyclic Deformation, damage and Lifetime Behaviour in Thermomechanical Fatigue of Engineering Alloys.* LCF 5, Seiten 161–175, 2003.
- [40] R. W. Neu und H. Sehitoglu: *Thermomechanical fatigue, oxidation, and creep: Part i. Damage mechanisms.* Metallurgical Transactions A, 20(9), Seiten 1755–1767, 1989.
- [41] R. W. Neu und H. Sehitoglu: *Thermomechanical fatigue, oxidation, and Creep: Part II. Life prediction.* Metallurgical Transactions A, 20(9), Seiten 1769–1783, 1989.
- [42] J. Luft, T. Beck und D. Löhe: *Thermal-mechanical Fatigue Behaviour of the cast Aluminium Alloy AlSi7Mg.* LCF 5, Seiten 219–224, 2003.
- [43] K. H. Lang, T. Beck, D. Löhe, B. Flaig und R. Hallstein: *Lebensdauerverhalten von Zylinderkopfwerkstoffen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung.* VDI Berichte, 1472, Seiten 437–454, 1999.
- [44] F. Langmayr und F. Zieher: *Thermomechanik in Zylinderköpfen.* VDI-Berichte, 1813, Seiten 227–243, 2004.
- [45] T. Beck, K. H. Lang und D. Löhe: *Interaction of thermally induced and mechanical fatigue.* Transactions of the Indian Institute of Metals, 63(2-3), Seiten 195–202, 2010.
- [46] T. Beck, D. Löhe, J. Luft und I. Henne: *Damage mechanisms of cast Al-Si-Mg alloys under superimposed thermal-mechanical fatigue and high-cycle fatigue loading.* Materials Science and Engineering: A, 468-470(0), Seiten 184–192, 2007.

- [47] M. Merzkirch: *Schädigungsentwicklung der Zylinderkopflegerung AlSi10Mg-T6 unter thermisch mechanischer Beanspruchung*. Studienarbeit Universität Karlsruhe, 2005.
- [48] T. Beck, I. Henne und D. Loehe: *Lifetime of cast AlSi6Cu4 under superimposed thermal-mechanical fatigue and high-cycle fatigue loading*. Materials Science and Engineering: A, 483-484(0), Seiten 382–386, 2008.
- [49] D. Hibbitt, B. Karlsson und P. Sorensen: *ABAQUS Analysis User's Manual*, 2003.
- [50] W. Rust: *Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Geometrie, Material*. Vieweg & Teubner, Wiesbaden, 2009.
- [51] E. Charkaluk, A. Bignonnet, A. Constantinescu und K. Dang Van: *Fatigue design of structures under thermomechanical loadings*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 25(12), Seiten 1199–1206, 2002.
- [52] A. Wöhler: *Über die Festigkeitsversuche mit Stahl und Eisen*. Bauwesen, 20, Seiten 74–86, 1871.
- [53] H. J. Christ: *Wechselverformung von Metallen: zyklisches Spannungs-Dehnungsverhalten und Mikrostruktur*. Werkstoff-Forschung und -Technik; 9. Springer, Berlin, 1991.
- [54] Society of Automotive Engineers: *SAE Fatigue design handbook*. AE 10. Rice, R. C (Herausgeber), Warrendale, 1988.
- [55] G. Degallaix, C. Korn und G. Pluvinaige: *Lifetime prediction on Cr-Mo-V and 316L steels under thermal and mechanical cycling*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 13(5), Seiten 473–485, 1990.
- [56] S. Taira: *Relationship Between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperature*. ASTM, Seiten 80–101, 1973.
- [57] S. Suresh: *Fatigue of materials*. Cambridge Univ. Pr., Cambridge, 2003.
- [58] S. S. Manson: *Behaviour of materials under conditions of thermal stress*. Technischer Bericht, NACA Report No. 1170, 1954.

- [59] L. F. Coffin und J. R. Schenectady: *A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on an Ductile Metal*. Transactions of the ASME, 76, Seiten 931–949, 1954.
- [60] L.F. Coffin: *Fatigue at high Temperatures*. ASTM STP, 520, Seiten 5–34, 1973.
- [61] L.F. Coffin: *Concept of frequency separation in life prediction for time-dependent fatigue*. Annual meeting of the American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, USA,, 1976.
- [62] T. Udoguchi und T. Wada: *Thermal effect on low-cycle fatigue strength of steels*. Thermal Stresses and Thermal Fatigue, Central Electricity Generating Board and Berkley Nuclear Labs., 109-123, 1971.
- [63] J. W. Hong, S. W. Nam und K. T. Rie: *A model for life prediction in low-cycle fatigue with hold time*. Journal of Materials Science, 20(10), Seiten 3763–3770, 1985.
- [64] G. Degallaix, S. Degallaix und J. Foct: *A damage law for predicting the elevated temperature low cycle fatigue life of a martensitic stainless steel*. Materials Science and Engineering, 58(1), Seiten 55 – 62, 1983.
- [65] S. D. Antolovich, S. Liu und R. Baur: *Low cycle fatigue behavior of René 80 at elevated temperature*. Metallurgical Transactions A, 12(3), Seiten 473–481, 1981.
- [66] K. Kuwabara, A. Nitta und T. Kitamura: *Thermal-Mechanical fatigue Life Prediction in High-Temperature Component Materials for Power Plant*. Proceedings of the International Conference on Advances in Life Prediction Methods, Albany, NY, Seiten 131–141, 1983.
- [67] A. Oudin, P. Lamesle, L. Penazzi, S. Le Roux und F. Rézaï-Aria: *Thermomechanical fatigue behaviour and life assessment of hot work tool steels*. European Structural Integrity Society, 29, Seiten 195–201, 2002.
- [68] O.H. Basquin: *The Exponential Law of Endurance Tests*. Proc. ASTM, 11, 1910.

- [69] E. Haibach: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1989.
- [70] W. Schütz: *Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und bei veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihrer Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen*. Z. f. Flugwissenschaften, 15, Seiten 407–419, 1967.
- [71] J. D. Morrow: *Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*. ASTM, STP378, 1965.
- [72] K.N. Smith, P. Watson und T.H. Topper: *A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals*. Journal of Materials, Seiten 767–778, 1970.
- [73] R. Hallstein: *Das Verhalten von Gußeisenwerkstoffen unter isothermer, thermischer und thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1991.
- [74] A. Ince und G. Glinka: *A modification of Morrow and Smith-Watson-Topper mean stress correction models*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 34(11), Seiten 854–867, 2011.
- [75] J.W. Bergmann: *Zur Betriebsfestigkeit gekerbter Bauteile auf der Grundlage der örtlichen Beanspruchung*. 1983.
- [76] E. Haibach und H.P. Lehrke: *Das Verfahren der Amplituden-Transformation zur Lebensdauerberechnung bei Schwingbeanspruchung*. Arch. Eisenhüttenw. 47, 10, Seiten 623–628, 1976.
- [77] H. H. Heitman: *Betriebsfestigkeit von Stahl: Vorhersage der technischen Anrisslebensdauer unter Berücksichtigung des Verhaltens von Mikrorissen*. Dissertation, Rheinisch-Westfaelisch Technische Hochschule Aachen, 1983.
- [78] M. Vormwald: *Anrißlebensdauer vorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*. Dissertation, Technische Hochschule, Darmstadt, 1989.

- [79] E. Haibach: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. VDI-Verl., Düsseldorf, 2006.
- [80] W. J. Ostergren: *A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low cycle fatigue*. ASTM Journal of Testing and Evaluation, 4(5), Seiten 327–339, 1976.
- [81] T. Seifert und H. Riedel: *Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part I: Models*. International Journal of Fatigue, 32(8), Seiten 1358 – 1367, 2010.
- [82] M. Metzger, B. Nieweg, C. Schweizer und T. Seifert: *Lifetime prediction of cast iron materials under combined thermomechanical fatigue and high cycle fatigue loading using a mechanism-based model*. International Journal of Fatigue, 53, Seiten 58–66, 2013.
- [83] N. P. English. *Metallurgist*, 3, Seiten 23ff, 1927.
- [84] K. Sasaki T. Takahashi, A.Koike: *Inelastic Behavior and Low Cycle Fatigue of Aluminum Alloy Subjected to Thermo-Mechanical Loading*. SAE Technical Paper, 980688, 1998.
- [85] K.M. Golos: *A total Strain Energy density Model of Metal Fatigue*. Strength of Materials, 27(1-2), Seiten 32–41, 1995.
- [86] K.M. Golos: *Plastic strain energy under cyclic multiaxial states of stresses*. Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 26, Seiten 171–176, 1988.
- [87] K.M. Golos und F. Ellyin: *A total strain energy density for cumulative fatigue damage*. ASME Journal of Pressure Vessel Technology, 110, Seiten 36–41, 1998.
- [88] K.M. Golos: *Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction Method in Terms of Energy*. Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, Seiten 467–473, 1996.
- [89] F. Ellyin: *Fatigue Life Prediction under Multiaxial Stress Conditions*. Development in Engineering Mechanics, Seiten 133–158, 1987.

- [90] F. Ellyin, K. Golos und Z. Xia: *In-Phase and Out-of-Phase Multiaxial Fatigue*. Journal of Engineering Materials and Technology, 113, Seiten 112–118, 1991.
- [91] H. J. Shi, C. Robin und G. Pluinage: *Thermal-mechanical fatigue lifetime prediction of an austenitic stainless steel*. Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques: Second Volume, ASTM STP 1211, 1211, Seiten 105–116, 1993.
- [92] G. Song, J. Hyun und J. Ha: *Creep-fatigue life prediction of aged 13CrMo44 steel using the tensile plastic strain energy*. European Structural Integrity Society, 29, Seiten 65–73, 2002.
- [93] R. P. Skelton: *Cyclic hardening, softening, and crack growth during high temperature fatigue*. Materials Science and Technology, 9(11), Seiten 1001–1008, 1993.
- [94] S. Tabibian, E. Charkaluk, A. Constantinescu, F. Szmytka und A. Oudin: *TMF-LCF life assessment of a Lost Foam Casting A319 aluminum alloy*. International Journal of Fatigue, 53, Seiten 75–81, 2013.
- [95] S. Tabibian, E. Charkaluk, A. Constantinescu, A. Oudin und F. Szmytka: *Behavior, damage and fatigue life assessment of lost foam casting aluminum alloys under thermo-mechanical fatigue conditions*. Procedia Engineering, 2(1), Seiten 1145–1154, 2010.
- [96] W. Eichseder, G. Winter und H. Köberl: *Material and fatigue life models for thermo-mechanical loaded components*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 39(10), Seiten 777–782, 2008.
- [97] D. Kujawski: *Fatigue Failure Criterion based on strain energy density*. Mechanika Teoretyczna I Stosowana, 27, Seiten 15 – 22, 1989.
- [98] A. Palmgren: *Die Lebensdauer von Kugellagern*. VDI-Z, 58, Seiten 339–341, 1924.
- [99] M. A. Miner: *Cumulative damage in Fatigue*. Journal of Applied Mechanics - ASME, 12, Seiten 159–164, 1945.

- [100] E. Haibach: *Modifizierte lineare Schadensakkumulations-Hypothese zur Berücksichtigung des Dauerfestigkeitsabfalls mit fortschreitender Schädigung*. LBF-Technische Mitteilungen TM, 50/70, 1970.
- [101] E. Gaßner, F. W. Griese und E. Haibach: *Ertragbare Spannungen und Lebensdauer einer Schweißverbindung aus St 37 bei verschiedenen Formen de Beanspruchungskollektivs*. Archiv Eisenhüttenwesen, 35, Seiten 255–267, 1964.
- [102] W. Schütz und H. Zenner: *Schadensakkumulationshypothesen zur Lebensdauer vorhersage bei schwingender Beanspruchung. Teil 1. - Ein kritischer Überblick*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 4(1), Seiten 25–33, 1973.
- [103] W. Schütz und H. Zenner: *Schadensakkumulationshypothesen zur Lebensdauer vorhersage bei schwingender Beanspruchung. Teil 2. - Ein kritischer Überblick*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 4(2), Seiten 97–102, 1973.
- [104] J. Schijve: *The Accumulation of Fatigue Damage in Aircraft Materials and Structures*. AGARDograph rept., 125, 1972.
- [105] J. Willenborg, R. M. Engle und H. A. Wood: *A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept*. Air Force Flight Dynamics Lab Wright-Patterson AFB OH, 1971.
- [106] A. Möndel: *Ein- und Zweistufenermüdungs- sowie Rißausbreitungsuntersuchungen an CoCr22Ni22W14 und NiCr22Co12Mo9 in ausgewählten Temperaturbereichen*. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1996.
- [107] A. Buch: *LOADING SEQUENCE EFFECTS IN TWO-LEVEL PROGRAM-TESTS*. Materialpruefung, 17(9), Seiten 307–312, 1975.
- [108] A. Buch: *The damage sum in fatigue of structure components*. Engineering Fracture Mechanics, 10(2), Seiten 233–247, 1978.
- [109] S.S. Manson und G.R. Halford: *Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage*. International Journal of Fracture, 17(2), Seiten 169–192, 1981.

- [110] S.S. Manson und G.R. Halford: *Re-examination of cumulative fatigue damage analysis-an engineering perspective*. Engineering Fracture Mechanics, 25(5-6), Seiten 539 – 571, 1986.
- [111] JL Chaboche: *Lifetime predictions and cumulative damage under high-temperature conditions*. Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP, 770, Seiten 81–104, 1982.
- [112] J. Lemaitre: *A course on damage mechanics*. Springer, Berlin, 1992.
- [113] D. Krajcinovic: *Damage mechanics*. Mechanics of Materials, 8(2-3), Seiten 117–197, 1989.
- [114] J. L. Chaboche und P. M. Lesne: *A non-linear continuous fatigue damage model*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 11(1), Seiten 1–17, 1988.
- [115] G. Baudry, C. Amzallag und J. L. Bernard: *Etude de cumul de dommage en fatigue sur un acier austénitique*. In: *Amorçage Fissures sous Sollicitations Complexes*, 1984.
- [116] S. Manson, A.J. Nachtigall und J.C. Freche: *A proposed new relation for cumulative fatigue damage in bending*. Proc. ASTM, 61, Seiten 679–692, 1961.
- [117] Z. Hashin und A. Rotem: *A cumulative damage theory of fatigue failure*. Materials Science and Engineering, 34(2), Seiten 147 – 160, 1978.
- [118] Z. Hashin und C. Laird: *Cumulative damage under two level cycling: some theoretical predictions and test data*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2(4), Seiten 345–350, 1979.
- [119] T. Seifert, G. Maier, A. Uihlein, K. H. Lang und H. Riedel: *Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part II: Comparison of model predictions with experiments*. International Journal of Fatigue, 32(8), Seiten 1368–1377, 2010.
- [120] T. Seifert und M. Metzger: *Persönliche Mitteilung (04.10.2010)*.

- [121] H. Wagner: *Bestimmung mechanischer Kenngrößen von Aluminiumguss-Legierungen in Abhängigkeit der Auslagerungszeit*. Studienarbeit, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, 2011.
- [122] D. Reckinger: *Modellierung mechanischer Kenngrößen von Aluminiumguss-Legierungen in Abhängigkeit der Auslagerungszeit*. Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, 2011.
- [123] H. Sehitoglu: *Thermo-mechanical fatigue life prediction methods*. Advances in fatigue lifetime predictive techniques, 1122, Seiten 47–76, 1992.
- [124] R. Minichmayr, M. Riedler, G. Winter, H. Leitner und W. Eichlseder: *Thermo-mechanical fatigue life assessment of aluminium components using the damage rate model of Sehitoglu*. International Journal of Fatigue - High Temperature Thermo-mechanical Fatigue: Testing Methodology, Interpretation of Data, and Applications, 30(2), Seiten 298 – 304, 2008.
- [125] T.A. Egly, K. H. Lang und D. Löhe: *Influence of phase shift and strain path on the thermomechanical fatigue behavior of CMSX-4 specimens*. International Journal of Fatigue - High Temperature Thermo-mechanical Fatigue: Testing Methodology, Interpretation of Data, and Applications, 30(2), Seiten 249 – 256, 2008.

Abbildungsverzeichnis

2.1	Übersicht über aushärtbare und nicht aushärtbare Aluminium-Legierungen [1]	3
2.3	Schematischer Ablauf des Härtens durch Ausscheidungsverfestigung für Aluminium-Kupfer [1]	6
2.4	Widerstand gegen plastische Verformung durch Schneiden und Umgehen von Ausscheidungen in Abhängigkeit der Auslagerungszeit für eine Aluminium-Kupfer-Legierung [10]	7
2.5	Härteverlauf einer AlSi10Mg Gusslegierung während des Warmauslagers bei verschiedenen Temperaturen [4]	8
2.6	Härteverlauf einer AlSi10Mg Gusslegierung während des Warmauslagers bei verschiedenen Temperaturen ausgehend vom vollausgehärteten Zustand T6 [24]	10
2.7	Einfluss der Glühtemperatur auf die Festigkeitsabnahme von AlMg3 bei einer Glühdauer von 4 h (a) und der Einfluss der Glühtemperatur auf die Festigkeit zweier unterschiedlich stark gewalzter Bleche aus Reinaluminium (b) [4]	11
2.8	Festigkeitskennwerte in Abhängigkeit der Prüftemperatur einer AlSi10Mg Legierung im Zustand T6 [25]	12
2.9	Schädigungsmechanismen bei thermisch–mechanischer Beanspruchung bei IP–Versuchsführung (a) und OP–Versuchsführung (b) nach [39] verändert durch [34]	17
2.10	Einfluss der Temperatur auf die Spannungsamplitude (a) [25] und die Mittelspannung (b) [25] [39] bei OP–TMF–Versuchen an AlSi10Mg	18

2.11	Wöhlerkurve von TMF– und isotherm durchgeführten Ermüdungsversuchen der Legierung AlSi10Mg [25, 43]	20
2.12	Schematischer Aufbau des Materialmodells TLV [8] (a) und kombinierte kinematische und isotrope Verfestigung [50] (b)	21
2.13	Veranschaulichung der Spannungs- und Dehnungsanteile der Schädigungsparameter nach Haibach P_{HL} [76] (a), Heitmann P_{He} [77] (b) und Vormwald P_J [78] (c) nach [79]	28
2.14	Zusammenhang zwischen der dissipierten Energie pro Zyklus (a) bzw. der kumulierten dissipierten Energie (b) und der Lebensdauer [71] [34]	31
2.15	Schädigungsverlauf über der normierten Lastspielzahl für zwei unterschiedliche Spannungsamplituden (schematisch) [107]	35
2.16	Wöhlerkurve ohne Vorbeanspruchung und Restlebensdauerkurve nach N_1 Lastspielen bei der Spannungsamplitude σ_{a1} (schematisch) [106] nach [116] (a) und Wöhlerkurve ohne Vorbeanspruchung mit Kurve konstanter Schädigung D_1 (schematisch) [106] nach [117] (b)	38
3.1	Gefüge der untersuchten Legierung AlSi10Mg	40
3.2	Entnahmestellen der Proben aus einem Zylinderkopf	41
3.3	Probengeometrie für Zugversuche	41
3.4	Probengeometrie für TMF-Versuche	42
3.5	Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme einer Bruchfläche mit Kerbe zur gezielten Rissinitiierung (a) und schematische Darstellung der Kerbe (b)	42
3.6	Geometrie der Demonstratorprobe	43
4.1	Schematischer Aufbau der verwendeten Prüfmaschine	47
4.3	Schematische Darstellungen der Druckspannungsrelaxation während sehr langer Haltezeiten bei Maximaltemperatur in Out-of-Phase TMF-Zyklen	50

4.4	Schematische Darstellung der eingestreuten isothermen Zyklen nach jedem dritten TMF-Zyklus zur besseren Bestimmung der Reststeifigkeit der Proben	51
4.5	Demonstratorprobe im eingebauten Zustand mit Induktionsspule und angesetzter Kühlplatte	52
5.4	Zugverfestigungskurven für unterschiedliche Auslagerungszeiten (a) und unterschiedlichen Prüftemperaturen (b)	58
5.5	Mathematische Näherung und im Versuch ermittelte Daten für das Verformungsverhalten von AlSi10Mg T6 nach 10 h (a) und nach 100 h Warmauslagern bei 250 °C (b)	59
5.6	Geätztes Schlibbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 nach zusätzlicher Auslagerung für 1 h bei 250 °C (a) sowie Geätztes Schlibbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert (b)	60
5.7	Geätztes Schlibbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T6 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert	61
5.8	Geätztes Schlibbild von AlSi10Mg im Ausgangswärmebehandlungszustand T7 und zusätzlich 1000 h bei 250 °C ausgelagert	62
5.9	Vergleich der Zugverfestigungskurven im Wärmebehandlungszustand T6 und T7 für verschieden lange Auslagerungszeiten (a) und Vergleich verschiedener berechneter Verfestigungskurven auf Basis verschiedener Fließspannungen und verschiedener Verfestigungsexponenten (b)	63
5.10	Aus Versuchsdaten ermittelte Fließspannungen und mathematische Näherung (a) sowie zugehörige Verfestigungsexponenten mit mathematischer Näherung (b) der Ludwikgleichung	64
5.11	Dehnungsverlauf eines komplexen LCF-Versuchs mit verschiedenen Dehnungsamplituden, Dehnraten und Haltezeiten im Zug- und Druckbereich	65

6.1	Bestimmung der Anrisslebensdauer über den Schnittpunkt der approximierten Verläufe der normierten Steifigkeit	68
6.2	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 (b)	69
6.3	Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach den Vorzyklen sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)	70
6.4	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 (b)	71
6.5	Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach den Vorzyklen sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)	72
6.6	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF–Zyklus (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF–Zyklus(b)	73
6.7	Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach dem Warmauslagern sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)	73
6.8	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF–Zyklus (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 und T7 mit verlängerter Haltezeit im ersten TMF–Zyklus(b)	74
6.9	Hystereseschleifen des ersten Zyklus nach der Wärmebehandlung sowie des Zyklus nach $N_A/2$ an AlSi10Mg T6 (a) und AlSi10Mg T7 (b)	75
6.10	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 ohne Unterbrechung und Auslagerung (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl derselben Versuche (b)	76
6.11	Wechselverformungskurven für AlSi10Mg T6 mit verringerter Dehnungsamplitude (a) und normierte Steifigkeit über der Lastspielzahl für AlSi10Mg T6 mit verringerter Dehnungsamplitude (b)	77
6.12	Hystereseschleife des ersten TMF–Zyklus nach dem Warmauslagern (a) und nach etwa $N_A/2$ (b) für einen TMF–Versuch mit verringerter Dehnungsamplitude	78

6.13 Anrisslastspielzahlen für verschiedenartige TMF–Versuche im Wärmebehandlungszustand T6 und T7	79
6.14 Dehnungswöhlerkurve (a) und dissipierte plastische Verformungsenergie W_p zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$ über der Anrisslastspielzahl N_A (b) jeweils der durchgeführten Versuche (offene Quadrate) verglichen mit Versuchswerten von [24] (Kreise).	80
6.15 Dissipierte plastische Verformungsenergie W_p als Schädigungsparameter mit Lebensdauerlinie für Versuche bei vollständiger Dehnungsbehinderung (a) und Lebensdauerlinie gleichartig durchgeführter Versuche (b).	81
6.16 Spannungsamplitude σ_a zum Zeitpunkt der halben Anrisslastspielzahl $N_A/2$ über der Anrisslastspielzahl N_A (a) und dissipierte plastische Verformungsenergie W_p mit gewichteter elastischen Energie W_{el} pro Zyklus als Schädigungsparameter der durchgeführten Versuche über der ermittelten Lebensdauer (b)	82
6.17 Die dissipierte plastische Verformungsenergie pro Zyklus in Abhängigkeit der TMF–Zyklen eines TMF–Versuchs an AlSi10Mg im Wärmebehandlungszustand T6	83
6.18 Ablaufdiagramm zur Bewertung der Startkerbe	85
6.19 Vergleich prognostizierter und in den TMF–Versuchen ermittelter Anrisslastspielzahlen auf Basis der Betrachtung des Schädigungsparameters W_p (a) und Gegenüberstellung dieser Werte (b).	87
6.20 Spannung σ bezogen auf die Nennspannung σ_N über dem Abstand zum Kerbgrund ermittelt in einer linear elastischen FEM-Simulation (a) und Schädigungsverlauf über der Lebensdauer für zwei unterschiedliche Dehnungsamplituden (b)	88
6.21 Iterativ berechnete, lokal vor der Risspitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 und an Versuchsbeginn überalterte Proben (100 h bei 250 °C ausgelagert)	90

6.22	Iterativ berechnete lokal vor der Riss Spitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 und im überalterten Zustand T7, welche beide nach 10 Zyklen unterbrochen und überaltert wurden (100 h bei 250 °C ausgelagert)	91
6.23	Iterativ berechnete lokal vor der Riss Spitze wirkende Spannung (a) sowie das iterativ berechnete Risswachstum (b) der ersten 20 TMF-Zyklen für gekerbte Proben im vollausgehärteten Zustand T6 mit einer um 20 % verringerten Dehnungsamplitude sowie im vor Versuchsbeginn überalterten Zustand (100 h bei 250 °C ausgelagert)	94
6.24	Berechnete Risslängen der ersten 20 TMF-Zyklen (links) sowie die im Versuch ermittelten dissipierten plastischen Verformungsenergien über den ermittelten Anrisslastspielzahlen (rechts) vier ausgewählter Versuchsreihen zur Veranschaulichung des Einflusses der Schädigung in den ersten Zyklen auf die Lebensdauer	95
7.1	Stationär gemessene Temperaturen aufgetragen über dem Probenquerschnitt für verschiedene Heizleistungen (a) und Temperaturverlauf eines TMF-Zyklus der beheizten und gekühlten Seite sowie der Referenztemperatur, die für die Temperaturregelung der TMF-Versuche verwendet wurde (b)	99
7.2	Temperaturen stationär gemessen bei unterschiedlichen Heizleistungen .	101
7.3	Kraftamplitude und Mittelkraft (a) sowie Maximal- und Minimalkraft von zwei TMF-Versuchen an Demonstratorproben (b)	102
7.4	Normierter Verlauf der Steifigkeit aus einem TMF-Versuch an einer Demonstratorprobe	103
7.5	Vier Hysteresen verschiedener Zyklen in einem Kraft–Weg–Diagramm eines TMF–Versuchs an einer Demonstratorprobe mit vollständiger Nenntotaldehnungsbehinderung	104

7.6	Typische Bruchfläche eines TMF-Versuchs an einer Demonstratorprobe mit Rissinitiationsstelle etwa zwei Millimeter von der beheizten Seite entfernt	105
8.1	Temperaturverlauf der Kalibrierprobe und vorgegebene Temperaturen in der Simulation (a) sowie der vorgegebene horizontale Temperaturverlauf für verschiedener Temperaturen (b)	108
8.2	Spannungen in Längsrichtung der Probe bei vollständiger Nenntotaldehnungsbehinderung am Ende des fünften TMF-Zyklus (a) und Simulation der Spannungen und Dehnungen des fünften Zyklus der höchstbeanspruchten Stelle (b)	109
8.3	Anwendung des Lebensdauermodells durch den berechneten Schädigungsparameter W_p über der im Versuch ermittelten Lebensdauer der Demonstratorversuche mit der Lebensdauerlinie von [24] (durchgezogene Linie) und dem Streubereich für den Faktor 2 (gestrichelte Linien)	111
8.4	Entwicklung der Modellgrößen Verfestigungsexponent n und Fließspannung σ_0 in Abhängigkeit der Auslagerungszeit bei $T = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ (a) und Entwicklung der Spannung für erneutes plastisches Fließen in Abhängigkeit der TMF-Zyklen (b)	113
8.5	Entwicklung der berechneten Spannungsamplitude σ_a und der berechneten wahren Dehnung φ der höchstbeanspruchten Stelle bei vollständiger Nenntotaldehnungsbehinderung in Abhängigkeit der Auslagerungszeit (a) und Entwicklung der Spannungsamplitude σ_a in Abhängigkeit der TMF-Zyklen eines einachsig beanspruchten TMF-Versuchs mit vollständiger Dehnungsbehinderung (b)	114
8.6	$F(t_{Alterung})$ in Abhängigkeit der Überalterung und der doppelten Totaldehnungsamplitude $\Delta\varepsilon$ (a) sowie $F(t_{Alterung})$ für $\varepsilon_{a,t}^{me} = 0,75\%$ in Abhängigkeit der Auslagerungszeit (b)	115

8.7 Vergleich der plastische Verformungsenergie aus durchgeführten Zugversuchen an unterschiedlich stark überalterten Proben und den zugehörigen berechneten plastischen Verformungsenergien (a) sowie der Vergleich der im Versuch ermittelten Lebensdauer und der prognostizierten Lebensdauer der TMF–Versuche an Demonstratorproben ohne und mit Berücksichtigung der Überalterung (b) 117