

Thermomechanische Ermüdung von
Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter ottomotorischen
Beanspruchungen

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

der Fakultät für Maschinenbau
Universität Karlsruhe (TH)

genehmigte
Dissertation
von

Dipl.-Ing. Sebastian Thalmair

Tag der mündlichen Prüfung: 23.7.2009
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. D. Löhe
Korreferent: Dr. rer. nat. habil. A. Constantinescu

Vorwort

An dieser Stelle möchte ich all denjenigen ein herzliches Dankeschön aussprechen, die mir während meiner Promotionszeit in vielfältiger Weise hilfreich zur Seite standen. Dies ermöglichte nicht nur das Zustandekommen dieser Arbeit, sondern ließ mich die Zeit in der Abteilung Strukturmechanik Grundmotor EA-34 bei BMW auch als sehr angenehm und wichtig empfinden. Herrn Dr.-Ing. Andreas Fischersworing-Bunk danke ich, der als mein unmittelbarer Betreuer, diese Arbeit anregte und mir den ganzen Zeitraum über mit Rat und Tat zur Seite stand, mir dabei jedoch auch viel Freiraum überließ. Prof. Dr.-Ing. D. Löhe gilt mein ausdrücklicher Dank für die Bereitschaft zur Übernahme des Hauptreferates und die Betreuung der Arbeit. Dr.rer.nat. A. Constantinescu bin ich sehr zu Dank verpflichtet für die Übernahme des Korreferates und angenehme Stunden in Paris.

In ganz besonderer Weise möchte ich mich bei Herrn Dr.-Ing. K.-H. Lang für die tatkräftige Unterstützung der am Schwingfestigkeitslaboratorium des Institutes für Werkstoffkunde I an der Universität Karlsruhe durchgeführten Arbeiten, zahllose fruchtbare Diskussionen und kritische Anregungen bedanken. Während der ganzen Arbeit begleitete mich seine freundschaftliche und motivierende Art.

Dipl.-Ing. Martin Hoyer möchte ich für seine moralische Unterstützung, seine begeisternde Art, sowie für viele nützliche Anregungen und Hilfen in allen Phasen der Arbeit danken.

Dipl.technomath. Jan Thiele gilt mein ganz besonderer Dank, da er mir die Möglichkeiten MATLAB's erschloss und entscheidende Unterstützung bei allen Implementierungsfragen gab.

Meinem Doktorandenkollegen, Tischgenossen und Freund Dr.-Ing. Martin Kunst danke ich sehr für viele Diskussionen über werkstoffkundliche Fragestellungen, gute Kameradschaft und grosse Unterstützung bei der Korrektur der Arbeit.

Dr.-Ing. Frank Dörnenburg danke ich für die freundschaftliche und erfolgreiche Zusammenarbeit, welche meine Arbeit um die Betrachtung und Auswertung realer Motorversuche erweiterte.

Dr.-Ing. Franz-Josef Klinkenberg bescherte mir durch seine hinter sinnige und ironische Art viele freudige und lehrreiche Stunden bis in die Tiefen der Metallurgie.

Dr.rer.nat. Robert Ehart danke ich herzlich für die lehrreichen Gespräche zur Alterung

und Modellierung.

Dipl.-Ing. Karl-Siegfried Flechsig danke ich für die metallographische Hilfe, die Diskussionen und die Aufnahme in das Labor.

Meinen Kollegen bei EA-34 im Team Strukturmechanik Grundmotor gilt mein Dank für die freundliche und kameradschaftliche Aufnahme, die zahlreichen Unterstützungen in vielen Dingen und das jederzeit gute und arbeitsame Klima. Den beiden Herren Dipl.-Ing. Oliver Kühnert und Dipl.-Ing. Ralf Zimmermann gilt mein Dank für die gute Zusammenarbeit und die stete Bereitschaft zur Hilfe auf dem Gebiet der Finiten Elemente Simulation. Dipl.-Ing. Thomas Brüner gilt mein Dank für das stetige Interesse an der Arbeit und das gute Klima, das in unserer Abteilung herrscht.

Die Begeisterung von Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck für wissenschaftliche Fragestellungen auf werkstoffkundlichem Gebiet hatte einen inspirierenden und motivierenden Einfluss auf mich, für den ich ihm sehr dankbar bin.

Den Herren Dr.-Ing. Arne Klaska, Sebastian Höhne, Dr.-Ing. Roumen Ratchev, Dipl.-Ing. Tobias Egly, Dipl.-Ing. Ralf Hauss, Dipl.-Ing. Andreas Uihlein und Dr.-Ing. Ingo Henne gilt mein Dank für die gute Zusammenarbeit, die Durchführung meiner Versuche und viele angenehme Stunden in Karlsruhe.

Den beiden ehemaligen Doktoranden der Montanuniversität Leoben Dr.mont. Robert Minichmayr und Dr.mont. Martin Riedler gilt mein Dank für hilfreiche und kritische Diskussionen.

Ein großer Dank gilt Dipl.-Ing. P. Wackers, Dipl.-Kfm. CFA C. Fick, Dr. J. Zormaier, Dipl.Psych. Dipl.Math. A. Tillmanns, Prof. Dr. G. Goldenberg, Dipl.Päd. U. Kursawe, Dipl.Psych. O. Grömminger, Dr. F. Bayerlein, und Dr. A. Walther. Sie haben mir nach einem schweren Unfall sehr viel Glück , ein Stück Demut und die wunderbare Welt der Philosophie geschenkt.

Ein besonderer Dank gilt den Studienarbeitern Melaine Guillou, Alexandre Charles, Michael Lechner, Johann Zaglauer, Remy Catteau und Mehdi Frikha, deren Arbeiten zum Gelingen dieser Arbeit entscheidend beigetragen haben. Besonders zu erwähnen sind dabei Melaine Guillou, Mehdi Frikha und Alexandre Charles, die Hervorragendes auf dem Gebiet der Werkstoffmechanik geleistet haben.

Meine Ehefrau Heike und meine Tochter Amelie gaben mir persönlich den Sinn und den Antrieb zum Abschluss der Arbeit. Meinen Eltern gilt mein herzlicher Dank für den Rückhalt und die große Unterstützung in allen Dingen.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Problemstellung und Zielsetzung	1
1.3	Aufbau	3
2	Kenntnisstand	5
2.1	Betriebsfestigkeit und TMF am Beispiel Zylinderkopf	5
2.1.1	Funktionen und Anforderungen des Zylinderkopfes	5
2.1.2	Betriebsfestigkeit	6
2.1.3	Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung	7
2.2	Aluminium-Gusslegierungen	8
2.2.1	Al-Si Legierungen	9
2.2.2	Thermophysikalische Eigenschaften	10
2.2.3	Gießverfahren für Zylinderköpfe	11
2.2.4	Festigkeit und Duktilität	14
2.2.5	Verformungs- und Ermüdungsverhalten	18
2.3	Modellansätze zur Beschreibung des Verformungs- und Lebensdauer- haltens bei Zylinderköpfen	21
2.3.1	Ansätze zur Beschreibung des Verformungsverhaltens	21
2.3.2	Ansätze zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens	25
2.4	Numerische Methode zur Ermittlung der Modellparameter	30
2.4.1	Direktes Problem	31
2.4.2	Inverses Problem	32
2.4.3	Optimierungsmethoden	34
3	Werkstoffe und Versuchsbeschreibung	37
3.1	Untersuchter Werkstoff	37
3.2	Probengeometrie	39
3.3	Versuchsaufbau und Versuchsführung	40
3.3.1	Härtemessung	40
3.3.2	Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche	40
3.3.3	Isotherme Ermüdung	42
3.3.4	Modellanpassungsversuche	43
3.3.5	Mikrostrukturelle Untersuchungen	43

4	Versuchsergebnisse	45
4.1	Isotherme Ermüdungsbeanspruchung	45
4.1.1	AlSi8Cu3 ND	45
4.1.2	AlSi8Cu3 SK	49
4.1.3	Diskussion	52
4.2	Thermisch-Mechanische Ermüdungsbeanspruchung	53
4.2.1	AlSi8Cu3 ND	53
4.2.2	AlSi8Cu3 SK	59
4.2.3	Schädigungsentwicklung unter TMF- und Thermoschockbeanspruchung im Motordauerlauf	64
4.2.4	Diskussion	67
4.3	Warmauslagerungsversuche	71
4.3.1	Härteänderungen der Legierung AlSi8Cu3 ND	71
4.3.2	Härteprüfung an gelaufenen Zylinderköpfen	73
4.3.3	Diskussion	74
5	Modellierung	77
5.1	Verformungsverhalten	77
5.2	Alterungsverhalten	79
5.3	Bestimmung der Materialparameter	81
5.4	Probabilistische Interpretation	83
5.4.1	Streuung der Verformungsantwort	85
5.4.2	Streuung der Schädigung	87
5.4.3	Gesamtstreuung der Lebensdauer	87
5.5	Diskussion	91
6	Beanspruchungscharakterisierung	93
6.1	Modellbeschreibung	94
6.2	Thermische Analyse	95
6.2.1	Berechnung langsamer thermischer Wechsel	96
6.2.2	Berechnung schneller thermischer Wechsel	99
6.3	TMF-Zyklus	100
6.3.1	Phasenbezug	100
6.3.2	Dehnungsbehinderung	101
6.3.3	Variation der Minimaltemperatur	104
6.3.4	Transiente thermische Belastung	106
6.4	Montage	108
6.4.1	Einfluss der Montage	109
6.4.2	Einfluss der Sitzringe	110
6.5	Mehrachsigkeit	111
6.5.1	Hauptspannungs-Zeitverlauf	111
6.5.2	Vergleich des Spannungsverhältnisses von Bauteil und Probe	112
6.6	Dehnrage	113
6.7	HCF Überlagerung	114

6.7.1	TMF-HCF Werkstoffversuch	114
6.7.2	TMF-HCF Bauteilbeanspruchung	115
6.8	Entfestigung und resultierende Zwängung	117
6.8.1	Materialverhalten	117
6.8.2	Untersuchte Geometrien	118
6.8.3	Ergebnisse	123
6.9	Diskussion	135

7 Zusammenfassung und Ausblick **137**

Formelzeichen und Abkürzungen

$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma_{eff}$	effektive Spannungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_p$	plastische Dehnschwingbreite
$\dot{\varepsilon}$	mechanische Dehnrate
λ	Wärmeleitfähigkeit
σ	Spannung
σ_0	Streckgrenze
σ_a	Spannungsamplitude
σ_{eff}	effektive Spannung
σ_i	intrinsische Festigkeit
σ_{MAX}	Maximalspannung
σ_{ppt}	Festigkeitsbeitrag der Ausscheidungshärtung (<i>engl</i> :precipitation)
σ_{ss}	Festigkeitsbeitrag der Mischkristallhärtung (<i>engl</i> :solid solution)
τ_{Fr}	Friedelspannung
τ_{Or}	Orowanspannung
ε_{el}	elastische Dehnung
ε_{in}	inelastische Dehnung
$\varepsilon_{me,a}$	mechanische Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{me,a}^{HCF}$	HCF Dehnungsamplitude im überlagerten TMF/HCF Versuch
ε_{me}	mechanische Dehnung
$\varepsilon_{pl,a}$	plastische Dehnungsamplitude

ε_{pl}	plastische Dehnung
$\varepsilon_{th,a}$	thermische Dehnungsamplitude
ε_{th}	thermische Dehnung
ε_t	Totaldehnung
ε_{vp}	viskoplastische Dehnung
ξ	Rückspannung
b	Burgersvektor
D^{creep}	Kriechschädigung
D^{fat}	Ermüdungsschädigung
D^{ox}	Oxidationsschädigung
D^{total}	Gesamtschädigung
E	Elastizitätsmodul
f	Volumenanteil schneidbarer Partikel
G	Schubmodul
K	Faktor der Zwängung/Dehnungsbehinderung
l	Teilchenabstand
N	Lastspielzahl
n'	zyklischer Verfestigungskoeffizient
N_B	Bruchlastspielzahl
$N_B/2$	halbe Bruchlastspielzahl
R	R Verhältnis
r	Radius
r_c	kritische Teilchengrösse
R_p	plastische Dehngrenze
t_h	Haltezeit
T_{MAX}	Maximaltemperatur

T_{MIN}	Minimaltemperatur
W_e	elastische Energie
W_p	plastisch dissipierte Energie
Al-Si	Aluminium-Silizium
CAE	Computer Aided Engineering
CFD	computational fluid dynamics
CHT	conjugate heat transfer
DAS	sekundärer Dendritenarmabstand
DI	Direkteinspritzung
FEM	Finite Elemente Methode
LCF	Low Cycle Fatigue
Ma	Massenanteil
RT	Raumtemperatur
TF	Thermal Fatigue
TMF	Thermo-Mechanical Fatigue
ZK	Zylinderkopf
ZKD	Zylinderkopfdichtung

Kapitel 1

Einleitung

1.1 Motivation

Steigende Leistung und gleichzeitige Gewichtsreduktion haben in den letzten Jahren die Bauteilbelastungen der PKW-Motoren stetig ansteigen lassen [1]. Neben den durch steigenden Verbrennungsdruck und zunehmende Maximaltemperatur hochbelasteten, direkteinspritzenden Dieselmotoren [2, 3] sind auch die Ottomotoren, bei denen stets ein Kompromiss in der Werkstoffwahl zwischen wachsender Belastung und gleichzeitiger Kostenreduktion zu treffen ist, an ihrer Belastungsgrenze angelangt. Für weitere Fortschritte sind deswegen Verbesserungen in der Prognosefähigkeit von Lebensdauervorhersagen notwendig, um bereits in der frühen Phase des Produktentstehungsprozesses eine Gestaltungsverbesserung hinsichtlich einer optimalen Werkstoffausnutzung bei gleichzeitigem Erreichen der Lebensdauerziele zu ermöglichen [4]. Nachdem die Diskretisierung der verwendeten FEM-Modelle einen sehr hohen Stand erreicht hat, ist die Verbesserung der Materialmodellierung ein wichtiger Ansatzpunkt für eine Verbesserung der Aussagegenauigkeit [5].

1.2 Problemstellung und Zielsetzung

Eine CAE-Analyse der thermomechanischen Lebensdauer stellt aufgrund zahlreicher Schwierigkeiten ein komplexes Problem dar. Diese Schwierigkeiten entstehen durch die

verschiedenen Schritte, die für eine Lebensdaueranalyse nötig sind, siehe Abbildung 1.1:

- Die Identifikation und Beschreibung der thermomechanischen Belastung in einem geeigneten Modell
- Die Wahl eines geeigneten Werkstoffgesetzes zur adäquaten Beschreibung des mechanischen Verhaltens
- Ein materialspezifischer Parameter für die Akkumulation der Schädigung
- Ein den Kundenanforderungen entsprechendes Lebensdauerkriterium, das den schadensfreien Betrieb gewährleistet.

Die Belastungen und das Werkstoffgesetz bestimmen die Verformungsantwort des Modells. Basierend auf dieser Antwort kann mit dem Schädigungsparameter eine Lebensdauer abgeschätzt und dem Lebensdauerkriterium gegenübergestellt werden. Für eine komplette Lebensdauermethodik darf man sich nicht auf die einzelnen Punkte des Problems konzentrieren, sondern muss sie, da sie miteinander verknüpft sind, als eine globale Vorgehensweise für die Lebensdaueranalyse betrachten.

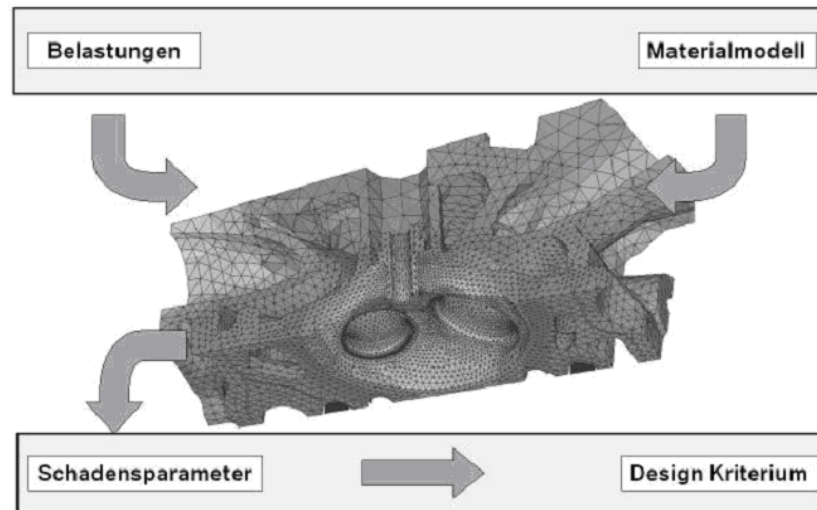


Abbildung 1.1: Prinzip einer CAE-Lebensdaueranalyse

Im Rahmen dieser Arbeit sollen die einzelnen Schritte untersucht und der Weg zur Erstellung einer kompletten Lebensdauermethodik für die thermisch-mechanische Bela-

stung von Zylinderköpfen beschrieben werden. Es soll versucht werden eine Verknüpfung zwischen den werkstoffkundlichen Aspekten der meistverwendeten Aluminium-Gusslegierungen und der numerischen Simulation zu erreichen. Ziel ist es, zum einen gezieltere Versuchsrandbedingungen aus Berechnungen der Bauteilbeanspruchung im Motorbetrieb abzuleiten und zum anderen eine belastbare Lebensdaueraussage für die Entwicklung von neuen Motorgenerationen zu ermöglichen. Dabei ist eine genaue Kenntnis der Beanspruchungssituation, der relevanten Belastungsgrößen und der Schädigungsentwicklung im Werkstoff nicht nur für die Auslegung von Interesse, sondern beantwortet auch wichtige Fragen für eine zielgerichtete Optimierung und Weiterentwicklung der verwendeten Legierungen.

1.3 Aufbau

Die nötigen Schritte zur Analyse der thermisch-mechanischen Ermüdung von Aluminium-Silizium-(Al-Si)-Gusslegierungen werden in dieser Arbeit im Einzelnen vorgestellt und diskutiert. Dabei erfolgt die Bearbeitung der werkstoffkundlichen, der werkstoffmechanischen und der simulationstechnischen Fragestellungen.

In der vorliegenden Arbeit wird eine Aluminium-Silizium-Legierung (AlSi8Cu3), die für den Einsatz als Zylinderkopfwerkstoff bei Ottomotoren weitverbreitet ist, in zwei relevanten Gefügeständen untersucht. Die beiden Gefügestände resultieren aus den häufigst eingesetzten Gießprozessen zur Herstellung von Zylinderköpfen. Es erfolgt eine Charakterisierung des Alterungsverhaltens mit Hilfe von Auslagerungsversuchen mit anschließender Härtemessung, sowie die Charakterisierung des Wechselverformungs- und Lebensdauerungsverhaltens unter isothermer und thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung. Die sich im Motorbetrieb einstellende Schädigungseinleitung bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung wird mit der Rissinitiation an Proben verglichen. Ausgehend von den Ergebnissen der zyklischen Versuche erfolgt die Modellbildung des Verformungs- und Lebensdauerungsverhaltens für die Simulation, der sich im Motorbetrieb einstellenden thermisch-mechanischen Belastung. Für die Modellierung werden Bausteine gewählt, die geeignet sind, die relevanten Phänomene der Al-Si-Legierungen bei thermisch-mechanischer Beanspruchung zu beschreiben und so eine möglichst präzise Einschätzung der resultierenden Lebensdauersituation im Zylinderkopf zu ermöglichen. Dabei wird versucht die werkstoffeigenen Streuungen hinsichtlich der sich einstellenden

Verformungsantwort und damit verbundener Lebensdauer zu berücksichtigen. Gleichzeitig soll sichergestellt sein, dass die Anwendbarkeit im industriellen Kontext gegeben ist. Im letzten Abschnitt wird die thermisch-mechanische Beanspruchungssituation im Zylinderkopf durch CAE-Techniken charakterisiert. Dabei wird zum einen die Beanspruchungssituation im Zylinderkopf diskutiert und zum anderen den Beanspruchungen gegenübergestellt, die sich in den Werkstoffuntersuchungen zur Ermittlung des Werkstoffverhaltens einstellen.

Kapitel 2

Kennnisstand

2.1 Betriebsfestigkeit und TMF am Beispiel Zylinderkopf

2.1.1 Funktionen und Anforderungen des Zylinderkopfes

Zylinderköpfe moderner Verbrennungsmotoren sind komplexe und vielseitig belastete Bauteile. Im Allgemeinen werden die Zylinderköpfe als Gussteile hergestellt, die die folgenden primären Aufgaben erfüllen müssen. Der Brennraum muss in Kombination mit dem Zylinder und Kolben dargestellt und abgeschlossen werden. Das Kurbelgehäuse, das Kurbeltrieb und Kolben aufnimmt, muss über die Zylinderkopfdichtung abgedichtet werden. Dazu ist eine hohe Steifigkeit der Konstruktion erforderlich. Die Ein- und Auslasskanäle und der Ventiltrieb, der den Ladungswechsel steuert, müssen aufgenommen werden. Die für die Gemischbildung und Zündung nötigen Systeme müssen integriert werden. Zusätzlich muss die Kühlung der Struktur im Zylinderkopf dargestellt werden, da die Wärmeabfuhr aus dem Brennraum primär über den Kolben und das Feuerdeck des Zylinderkopfes erfolgt. Desweiteren muss die Schmierung des Ventiltriebes und der Ölrücklauf in das Kurbelgehäuse integriert und die Gaskräfte aus der Verbrennung aufgenommen werden [6, 7]. Bei der Konstruktion des Zylinderkopfes sollte die Gaskraft über die Zylinderkopfschrauben in das Kurbelgehäuse eingeleitet werden und gleichzeitig eine hohe Pressung an der Zylinderkopfdichtung lasten, die über der Laufzeit des Motors nicht zu stark abnehmen sollte, um die Dichtwirkung der Zylinderkopfdichtung

sicherzustellen. Auf den Zylinderkopf wirken damit mechanische Beanspruchungen aus Gaskräften und Schraubenkräften einerseits und thermisch induzierte Beanspruchungen aus ungleichmäßiger Temperaturverteilung durch die Verbrennung andererseits [8]. Diese Ziele gilt es bei möglichst geringen Kosten und niedrigem Gewicht im Sinne des allgemeinen Leichtbaus zu erreichen [9].

2.1.2 Betriebsfestigkeit

Durch zyklische Belastung eines Bauteils kann es zu einer Schädigung im Werkstoff kommen, die schlussendlich zum Versagen des Bauteils führen kann.

Betriebsfestigkeit beschreibt die Eigenschaft eines Bauteils die absehbaren als auch zufällig auftretende statische und dynamische Belastungen im Rahmen seiner geplanten Lebensdauer und unter Berücksichtigung möglicher Umgebungsbedingungen schadensfrei zu ertragen [10]. Die dynamischen Belastungsarten können dabei sowohl zyklische Lasten im Sinn des Wöhler-Versuchs [11], wie auch schlagartige Beanspruchungen sein. Wichtig ist dabei die Unterscheidung zwischen zweckorientiertem Betrieb und Missbrauch. Ein betriebsfestes Bauteil ist nur bis zu einer bestimmten Schwingungs- oder Schlagamplitude ausgelegt und darf nach dem Überschreiten dieser Grenzbelastung versagen. Idealerweise versagt ein sicherheitsrelevantes Bauteil lediglich durch Verformung und nicht durch Bruch.

Desweiteren wird bei der Auslegung der Betriebsfestigkeit zwischen Dauerfestigkeit und Zeitfestigkeit unterschieden werden. Bei einer dauerfesten Bemessung soll unterhalb einer bestimmten maximalen Beanspruchung kein Versagen auftreten. Einige Materialien können bei dieser Art der Belastung unendlich viele Lastwechsel ertragen. Bauteile die einem realen Betriebseinsatz unterliegen zeigen dieses Verhalten nur in Ausnahmefällen und unter bestimmten Voraussetzungen. Im realen Einsatz tritt dies praktisch nicht auf. Dieses Konzept aus dem 19. Jahrhundert wird auch heute noch vielfach eingesetzt, zeigt jedoch nur bei der Einführung ausreichender Sicherheitsfaktoren zuverlässige Ergebnisse, die die auftretenden Beanspruchungen in einer Größe zulassen, dass im Betrieb die Lebensdauergerade des Bauteiles nicht erreicht wird. Beispiele dafür sind auch heute noch bei vielen Komponenten zu finden z.B. des Schienenverkehrs (Radsatzwellen, etc.) oder der Teile im Motorenbau, wie z.B. der Pleuellwelle. Für eine zeitfeste Bemessung

sung befindet man sich im Bereich der Zeitfestigkeit. Zwischen der Zugfestigkeit und der Dauerfestigkeit wird nur eine bestimmte Anzahl an Lastwechseln ertragen. Beispiele sind viele Bauteile im Fahrzeugbau, wie z.B. Flugzeugkomponenten und Fahrwerksteile am Automobil, oder eben der Zylinderkopf unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbelastung.

2.1.3 Thermisch-mechanische Ermüdungsbeanspruchung

In Bauteilen mit hohen Betriebstemperaturen können während des An- und Abfahrens und im Betrieb zeitlich und räumlich inhomogene Temperaturfelder auftreten. Diese Temperaturfelder können durch teilweise oder vollständige Behinderung der thermischen Dehnung mechanische Dehnungen induzieren. Durch die Abfolge von Start-Stoppzyklen und Betriebspunktänderungen ergeben sich thermisch induzierte Spannungs-Dehnungszyklen, welche zum Versagen des Werkstoffs durch thermisch-mechanische Ermüdung (*engl.*: thermo-mechanical fatigue: TMF) führen können. Dabei muss nicht der Ort höchster Temperaturen versagenskritisch sein, sondern die ungünstigste Kombination aus örtlicher Temperatur und lokaler Dehnungsbehinderung ist entscheidend. Dies kann durch äußeren Zwang aufgrund von Steifigkeitsunterschieden und äußere Einspannung oder inneren Zwang aufgrund von starken thermischen Gradienten erfolgen (siehe Abbildung 2.1). Die Totaldehnung ε_t am kritischen Ort wird weitgehend durch die umliegenden Bauteilbereiche und äußere Lasten bestimmt und ergibt sich aus der mechanischen Dehnung ε_{me} und der thermischen Dehnung ε_{th} zu:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{th} + \varepsilon_{me} \quad (2.1)$$

Als Dehnungsbehinderung K wird dabei das Verhältnis aus mechanischer und thermischer Dehnung verstanden.

$$K = -\frac{\Delta\varepsilon_{me}}{\Delta\varepsilon_{th}} \quad (2.2)$$

Dieser Faktor beschreibt den Anteil der thermischen Dehnung, der behindert und so in mechanische Dehnung umgesetzt wird. In den versagenskritischen Bereichen eines Zylinderkopfes läuft die mechanische Beanspruchung gegenphasig zur thermischen Belastung, weshalb von einer "Out of Phase" (OP) TMF Belastung gesprochen wird. An anderen Stellen oder durch zusätzliche äußere Kräfte (z.B. bei Turbinenlaufschaufeln in Gastur-

binen) kann es zu einer gleichphasigen TMF Belastung kommen bei der thermische und mechanische Belastung zueinander "In Phase" (IP) liegen. Während solcher TMF Zyklen stehen elastisch-viskoplastische Verformung, Alterung und Ermüdungsrißbildung und -ausbreitung in komplexer Wechselwirkung [12].

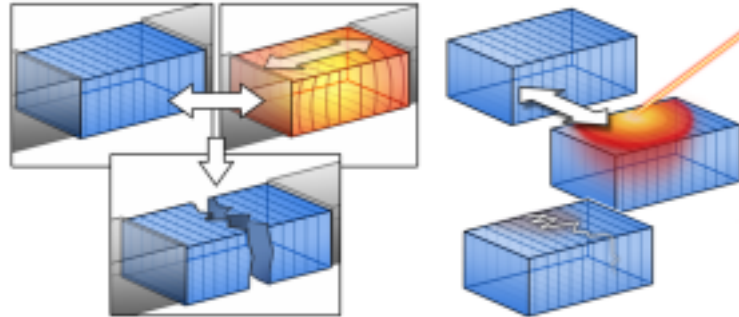


Abbildung 2.1: Innere und äußere Zwängung bei thermisch-mechanischer Beanspruchung.

Im Zylinderkopf eines Verbrennungsmotors kann es aufgrund der lokal sehr hohen Temperaturen in Verbindung mit den großen thermischen Gradienten zu schädigungsrelevanten TMF Belastungszuständen kommen. Eine detaillierte Untersuchung und Charakterisierung dieser Art der Beanspruchung erfolgt in Kapitel 6.

2.2 Aluminium-Gusslegierungen

Verglichen mit anderen Werkstoffen handelt es sich bei Aluminium um ein recht junges Metall, das erst im 19. Jahrhundert entdeckt wurde. Mit der Einführung des Elektrolyseverfahrens am Anfang des 20. Jahrhunderts entwickelte sich Aluminium zum meistgebrauchten Nichteisenmetall. Je nach Herstellungsart unterscheidet man zwischen Aluminium-Knetwerkstoffen und Aluminium-Gusswerkstoffen [13]. Die Knetwerkstoffe werden mechanisch geformt (z.B. durch Strangpressen, Walzen, Schmieden). Die Gusswerkstoffe werden für das Formgießen verwendet und zeichnen sich durch positive Eigenschaften bei der Gießbarkeit aus. Im Folgenden wird nur auf die für Zylinderköpfe relevanten Gusswerkstoffe eingegangen.

Reines Aluminium findet als Gusswerkstoff praktisch keine Anwendung, da seine Festigkeitseigenschaften für technische Anwendungen ungenügend sind. Seine Bedeutung als

Gusswerkstoff erreicht Aluminium erst durch das Zulegieren von wenigen Prozent anderer Elemente. Durch Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlungen lassen sich Festigkeit und Duktilität in weiten Grenzen einstellen. Weitere typische Eigenschaften sind die günstige Leitfähigkeit für Wärme und Elektrizität, die geringe Dichte von ca. $2,7 \frac{\text{kg}}{\text{dm}^3}$, gute chemische Beständigkeit, sowie Korrosionseigenschaften und gute Umform- und Bearbeitbarkeit [13, 14].

2.2.1 Al-Si Legierungen

Moderne Zylinderköpfe werden vorwiegend aus Aluminiumgusslegierungen der Legierungsgruppen Aluminium-Silizium-Magnesium (Al-Si-Mg) und Aluminium-Silizium-Kupfer (Al-Si-Cu) hergestellt, ausgenommen einzelne Anwendungen gebauter oder im Gradientenguss dargestellter Zylinderköpfe [15]. Aluminium bildet mit Silizium ein Eutektikum bei 577°C und 12,6 Ma% Si (vgl. Abbildung 2.2). Die Löslichkeit des Siliziums in festem Aluminium ist begrenzt und fällt von 1,65% bei 577°C auf 0,07% bei 300°C . Werden diese Löslichkeiten überschritten, so bilden sich neben dem Aluminiummischkristall eutektische Siliziumkristalle [13]. Der primäre Aluminiumkristall erstarrt bei untereutektischen Legierungen dendritisch. Bei Erreichen der eutektischen Temperatur erstarren Aluminiummischkristall, Silizium und weitere sekundäre Phasen eutektisch. Insbesondere die Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst den Dendritenarmabstand (DAS) und die Morphologie des eutektischen Siliziums [16]. In Abbildung 2.3 wird das Gefüge einer untereutektischen Al-Si-Cu Legierung mit dendritischem Aluminiummischkristall und sekundären eutektischen Phasen, wie Silizium-, Kupfer- und Eisenphasen gezeigt. Bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten erstarrt das eutektische Silizium in Form kantiger Kristalle, Nadeln und Platten [17]. Im Gegensatz dazu führen hohe Abkühlgeschwindigkeiten zu einem niedrigeren DAS und feineren sekundären Gefügephasen. Die Morphologie kann durch eine Veredelungsbehandlung der Schmelze mit geringen Anteilen von z.B. Natrium, Strontium, Antimon oder Phosphor günstig beeinflusst werden [18–20]. Der Kontrolle des Wasserstoffgehaltes in der Schmelze kommt dabei besondere Bedeutung für die resultierende Porosität im Gussstück zu [21].

Für Zylinderköpfe finden untereutektische Siliziumlegierungen Verwendung. Übereutektische Legierungen kommen in Kolben und in Zylinderkurbelgehäusen zum Einsatz. Das primär ausgeschiedene Silizium ist für die tribologischen Eigenschaften der Kolben-

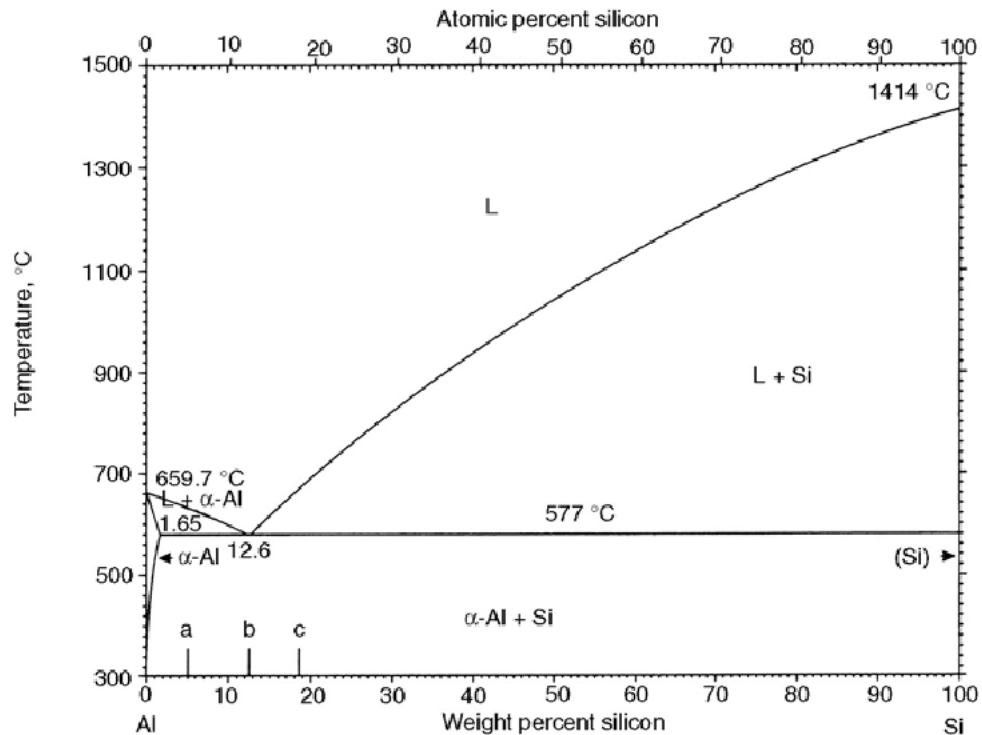


Abbildung 2.2: Al-Si Zustandsdiagramm [22]

Zylinderlaufbahnpaarung von großer Bedeutung [23].

2.2.2 Thermophysikalische Eigenschaften

Für das Bauteil Zylinderkopf kommt den thermophysikalischen Eigenschaften, insbesondere der Wärmeleitfähigkeit, eine wichtige Rolle zu. Bei den aktuellen und zukünftigen Motoren mit sehr hohen Leistungsdichten ist es von entscheidender Bedeutung die hohen flächenbezogenen Wärmeströme gut abzuführen und so die Oberflächentemperaturen im Brennraum zu begrenzen [24]. Sehr hohe Oberflächentemperaturen bedeuten eine verschärfte Problematik von Glühzündungen und Klopfen für das Brennverfahren des Motors.

Die thermophysikalischen Eigenschaften werden von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes bestimmt. Mikrostruktur und Wärmebehandlung spielen eine untergeordnete Rolle [25]. Dabei weisen die Aluminium-Siliziumlegierungen aufgrund der sehr hohen Wärmeleitfähigkeit von Reinaluminium eine günstige Wärmeleitfähigkeit auf. Die

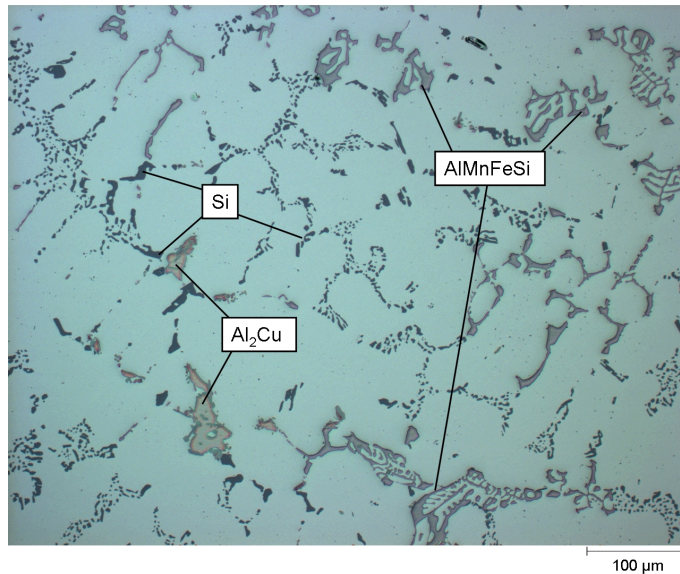


Abbildung 2.3: Mikrostruktur einer untereutektischen Aluminium-Siliziumlegierung

Aluminiumlegierungen vom Typ Al-Si-Mg liegen mit Wärmeleitfähigkeiten im Bereich von $\lambda = 170 - 190 \frac{W}{mK}$ etwas günstiger als die vom Typ Al-Si-Cu, die aufgrund des leicht höheren Anteils an Legierungselementen im Bereich $140 - 170 \frac{W}{mK}$ liegen [13].

2.2.3 Gießverfahren für Zylinderköpfe

Beim Gießen als urformendes Herstellverfahren wird beim Formgießen das Gießen in Dauerformen und verlorenen Formen unterschieden. Für das Gießen von Zylinderköpfen findet vorwiegend das Gießen in Dauerformen, auch Kokillen genannt, Verwendung. Die aus metallischen, temperatur- und verschleißfesten Werkstoffen hergestellten Formen sind für viele tausend Abgüsse wiederverwendbar. Ausnahmen stellen hier der klassische Sandguss für Kleinserien und Prototypen sowie das neuere Lost-Foam Gießverfahren dar, bei dem eine aus Styropor dargestellte Form bei jedem Gießvorgang verloren geht. Dieses Gießverfahren bietet Vorteile bei der Gestaltungsfreiheit, da kein hinterschnittfreier Kern existieren muss [26,27]. Die Dauerformen bestehen in der Regel aus Metallen, die eine wesentlich höhere Wärmeleitfähigkeit besitzen als die chemisch oder physikalisch gebundenen Formstoffe im Sandguss oder beim Gießen mit verlorenen Formen. Die bessere Kühlwirkung der Dauerform führt zu einer besseren Beeinflussbarkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze [28]. In [29] wird anhand von Gießversuchen

an einer AlSi7Mg gezeigt, dass die Anzahl und Ausprägung von Oxiden einen starken Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften hat. Daraus resultiert eine große Bedeutung für eine turbulenzarmen Befüllung des Werkstückes im Gießprozess.

Schwerkraftkokillenguss

Beim Schwerkraftkokillenguss erfolgt die Befüllung der Form mit der Schmelze ausschließlich über die Schwerkraft. Die Kokille besteht aus mindestens zwei Teilen, so dass eine Entnahme der Gussteile nach der Erstarrung möglich wird. Einfache Hinterschnitte können durch Schieber realisiert werden. Sandkerne führen zu einer Verringerung der Abkühlgeschwindigkeit [28].

Niederdruckgießverfahren

Beim Niederdruckgießverfahren erfolgt die Befüllung der Kokille mit der Schmelze über ein Steigrohr von unten. Die Aufwärtsbewegung der Schmelze erfolgt über das Gasdruckprinzip, d.h. auf die Schmelzeoberfläche im Schmelzestiegel wirkt ein Überdruck. Die Vorteile des Niederdruckgießverfahrens gegenüber dem Schwerkraftkokillenguss liegen in den kürzeren Taktzeiten und dem Entfall von aufwendigen Speiser und Anschnittsystemen, wodurch eine höhere Ausbringung des Metalls erzielt wird [30].

Rotacast

Ein weiteres Gießverfahren für Zylinderköpfe ist das von der Firma VAW Mandel und Berger entwickelte Rotacast-Verfahren. Es handelt sich um ein Gießverfahren, bei dem während des Gießprozesses die Form um 180° geschwenkt wird, um eine ruhige und turbulenzarme Befüllung und anschließend eine schnelle Erstarrung zu erreichen. Das Rotacast Gießverfahren hat eine schwenkbare Kokille, die nach der Befüllung um 180° geschwenkt wird. Dadurch erwärmt die Schmelze während der Befüllung die kühlende Bodenplatte nicht. So können im Bereich der Brennräume hohe Abkühlgeschwindigkeiten und geringe Dendritenarmabstände erzielt werden [31].

Lost-Foam Guß

Das Lost-Foam Gießverfahren gehört zu den Gussverfahren mit verlorener Form und gehört zur Gruppe der Vollformgießarten. Die Form ist beim Abgießen gefüllt, sie hat also keinen Hohlraum, der dem herzustellenden Werkstück entspricht. Die Besonderheit des Lost-Foam Gießverfahrens liegt darin, dass die Schmelze in eine Sandform gegossen wird, in der ein Modell aus Polystyrol enthalten ist, welches dem gewünschten Werkstück entspricht. Entlang der Schmelzefront vergast das Polystyrol vollständig; das freiwerdende Gas wird durch den Formsand aus der Form geführt. Nach Erstarren der Schmelze kann das Werkstück aus der Form entnommen werden, ähnlich wie beim üblichen Sandguss.

Als Vorbereitung des eigentlichen Gießens wird ein 1:1 Modell des Werkstücks aus expandierbarem Polystyrol (EPS) erstellt. Dabei kann das EPS-Modell aus mehreren Teilen zusammengesetzt werden. Damit lassen sich komplexe Werkstücke (z.B. Zylinderkopf, Ansaugkrümmer) aus formtechnisch einfachen, hinterschnittfreien Elementen aufbauen. Das EPS Modell wird mit einer Schutzschicht, der sog. Schlichte überzogen, so dass beim Abgießen ein direkter Kontakt der Schmelze zum Sand vermieden wird. Das so vorbereitete EPS Modell wird in einen Behälter mit Formsand eingebracht. Nach der Verdichtung sind die Vorarbeiten abgeschlossen.

Durch das EPS Modell kann auf Bindemittel im Formsand verzichtet werden. Der Sand ist dadurch uneingeschränkt wiederverwendbar. Die Umweltbelastung durch das gasförmige EPS ist weitaus kleiner als bei Verwendung von Bindemitteln in alternativen Verfahren. Somit zeichnet sich das Verfahren als besonders umweltschonend aus. Da sich komplexe Formen in einfachere, hinterschnittfreie Elemente zerlegen lassen, eignet sich dieses Verfahren besonders für komplizierte Teile. Auch Hohlräume, die sonst aufwändig mit Kernen abgebildet werden, sind einfach umzusetzen. Da sich EPS einfach und günstig, auch in großen Stückzahlen verarbeiten lässt, ist das Verfahren gut automatisierbar und kostengünstig [32].

2.2.4 Festigkeit und Duktilität

Aushärtung und Alterung

Die Behinderung der Versetzungsbewegung in der Kristallmatrix bestimmt die Festigkeit metallischer Werkstoffe. Im Allgemeinen lässt sich eine Festigkeitssteigerung durch eine Kornfeinung, Mischkristallbildung, Steigerung der Versetzungsdichte oder durch Aushärtung erreichen. Bei den Aluminiumgusslegierungen erfolgt vorwiegend eine Aushärtung durch Zugabe von Legierungselementen, welche aushärtende Phasen bilden [14, 33, 34]. Der Einfluß der Porosität auf Festigkeit und Duktilität wird in [35] untersucht. Eine höhere Porosität führt dabei zu einer niedrigeren Duktilität und zu einer geringeren Zugfestigkeit.

Voraussetzung für eine Aushärtung ist, dass eine mit sinkender Temperatur abnehmende Löslichkeit eines Legierungselementes im Mischkristall vorliegt. Das heißt, dass bestimmte Legierungselemente oberhalb einer Umwandlungstemperatur in das Metallgitter eingelagert (gelöst) sein können und unterhalb dieser Temperatur eine begrenzte Löslichkeit vorliegt. Wird so eine Legierung langsam von einer Temperatur oberhalb der Umwandlungstemperatur auf eine Temperatur unterhalb der Umwandlungstemperatur abgekühlt, entmischen sich die Legierungsbestandteile und es kommt zur undefinierten Ausscheidung von Kristalliten der Legierungsbestandteile in der Matrix oder an Korngrenzen. Zum Aushärten muss demgegenüber die Legierung abgeschreckt, d.h. so schnell abgekühlt werden, dass sich die Legierungsbestandteile nicht trennen können. Es liegt dann ein übersättigter Mischkristall vor. Um ein thermodynamisches Gleichgewicht zu erreichen, entmischt sich der übersättigte Mischkristall durch eine diffusionsgesteuerte Bildung meist feiner Ausscheidungen [36]. Diese Entmischung kann bei Temperaturen von unter 100°C als Kaltauslagerung oder darüber als Warmauslagerung erfolgen. Die Verarmung des Mischkristalls durch die Entmischung führt zu einem Festigkeitsabfall durch den verringerten Beitrag der Mischkristallhärtung. Dies wird jedoch durch die Bildung von Ausscheidungen und der damit einhergehenden Teilchenverfestigung in der Regel überkompensiert. Insbesondere für das System AlCu liegen zahlreiche transmissionselektronenmikroskopische (TEM) Untersuchungen vor [37]. Dabei wurden die Ausscheidungsreihenfolge, sowie Größe und Aufbau der Ausscheidungen untersucht. Bei Kaltauslagerung werden zuerst kohärente Phasen aus dem übersättigten Mischkristall durch diffusive Atomumlagerungen ausgeschieden. Diese Phasen werden nach ihrem Entdecker

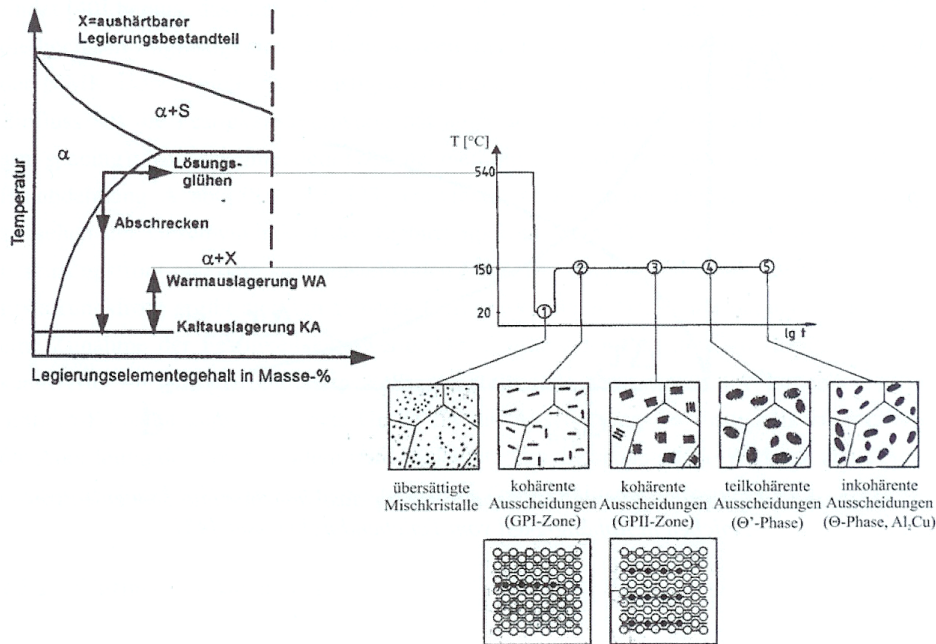


Abbildung 2.4: Aushärtung und Formen der Ausscheidung am System AlCu [38]

Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen) genannt. Bei ihnen handelt es sich um monoatomare Cu-Schichten (GPI-Zonen), aus denen bei längerer Auslagerung GPII-Zonen aus abwechselnd übereinander angeordneten Al und Cu Atomlagen entstehen (siehe Abbildung 2.4). Diese kohärenten Phasen können von Versetzungen geschnitten werden, wirken aber aufgrund der benötigten Energie für das Teilchenschneiden verfestigend [38, 39]. Während einer Warmauslagerung werden zuerst kohärente, dann teilkohärente und schließlich inkohärente Ausscheidungen gebildet. Nach der Bildung der kohärenten GPI und GPII-Zonen kommt es mit zunehmender Auslagerungszeit und -temperatur zur Bildung der teilkohärenten, plättchenförmigen Θ' -Phase, die eine tetragonale Gitterstruktur besitzt und anschließend in die inkohärente Θ -Gleichgewichtsphase übergeht [38]. In technisch eingesetzten Legierungssystemen, die weitere Legierungselemente wie Mg, Zn und Si enthalten, kann es zu festigkeitssteigernden quaternären Phasen (Q-Phasen) mit komplexeren Zwischenphasen kommen [40].

Der Widerstand gegen das Schneiden der Ausscheidungen durch Versetzungen nimmt mit steigender Teilchengröße der Ausscheidung bis zur Bildung teilkohärenter Phasen zu. Mit der Bildung der Θ' -Phasen kommt es gleichzeitig zu einer Vergrößerung der

Teilchen und damit zu einer Vergrößerung des Teilchenabstandes. Dies führt zu einer Festigkeitsabnahme, da die Teilchen jetzt durch den Orowan-Mechanismus, der schematisch in Abb. 2.5 dargestellt ist, umgangen werden können. Beim Orowan-Mechanismus nimmt die benötigte Spannung zum Umgehen eines Teilchens mit dem Teilchenabstand ab [41].

$$\tau_{Or} = \frac{Gb}{l} \quad (2.3)$$

Dabei bezeichnet τ_{Or} die Orowanspannung für das Überwinden von Teilchen, G den Schubmodul, b den Burgersvektor und l den Teilchenabstand. Die maximale Verfesti-

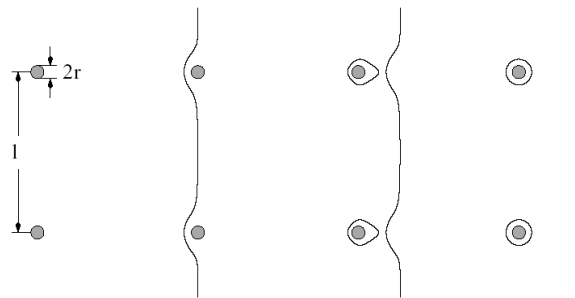


Abbildung 2.5: Orowan-Mechanismus - Versetzungslinie umgeht Teilchen [41]

gung ist erreicht, wenn der Versetzungsmechanismus vom Schneiden der Teilchen auf das Umgehen der Teilchen wechselt. Abbildung 2.6 zeigt die Abnahme der Orowanspannung und die gleichzeitige Zunahme der Friedelspannung. Diese Spannung τ_{Fr} , die zum Schneiden der Phasen benötigt wird, wird in Abhängigkeit des Teilchenradius, als

$$\tau_{Fr} = a \cdot f^m \cdot r^n \quad (2.4)$$

angegeben. Dabei bezeichnen a , m und n Materialkonstanten, f den Volumenanteil schneidbarer Partikel mit Radius r [42]. Die Werte für n liegen für Metalle typischerweise bei 0,5, woraus sich die Wurzelfunktion für die Friedelspannung in Abbildung 2.6 ergibt. Für die kritische Teilchengröße r_c sind die benötigten Schubspannungen für beide Mechanismen gleich groß und die höchste Festigkeit der aushärtenden Legierung wird erreicht.

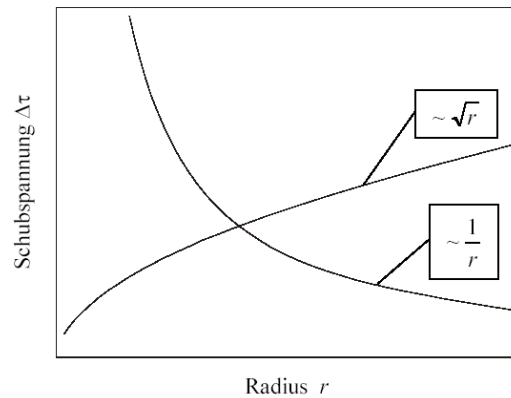


Abbildung 2.6: Benötigte Schubspannung für Umgehen und Schneiden von Teilchen in Abhängigkeit vom Teilchenradius r

Alterungsmodell von Shercliff und Ashby

In [39, 43] stellen Shercliff und Ashby ein Prozessmodell zur Simulation der Festigkeit aushärtbarer Aluminiumlegierungen bei isothermen Warmauslagerungen vor. Das Modell berücksichtigt die folgenden sechs Einflüsse:

- Ausscheidungsbildung und Mischkristallverarmung
- Abhängigkeit des Ausscheidungsgleichgewichtes von der Auslagerungstemperatur
- Vergrößerung der Ausscheidung mit zunehmender Auslagerungszeit
- Beitrag der festen Lösung zur Festigkeit
- Beitrag der Partikelscherung zur Festigkeit
- Beitrag aufgrund des Orowan-Mechanismus zur Festigkeit

Für diese Komponenten werden bekannte Ansätze aus der Literatur gewählt und in das Gesamtmodell integriert. Für die Zusammenfassung der Teilmodelle werden die mikroskopischen Konstanten in makroskopische Größen überführt [44]. Die Gesamtfestigkeit in Abhängigkeit der Zeit ergibt sich als Summenansatz aus Grundfestigkeit der intrinsischen Festigkeit der Aluminiummatrix σ_i , der Mischkristallhärting σ_{ss} und dem

Festigkeitsbeitrag der Ausscheidungen σ_{ppt} .

$$\sigma(t) = \sigma_i + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{ppt} \quad (2.5)$$

Abb. 2.7 zeigt die Abhängigkeit der Teilchenbeiträge sowie der daraus resultierenden

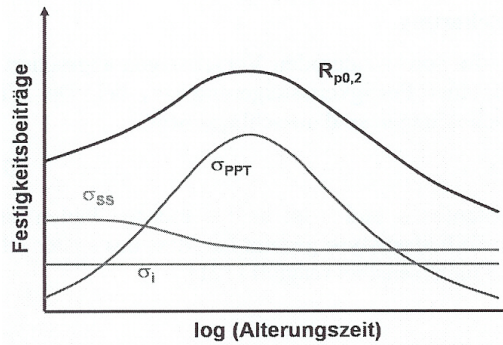


Abbildung 2.7: Beiträge zur Festigkeit im Shercliff/Ashby Alterungsmodell [44]

$R_{p0,2}$ -Grenze als Gesamtfestigkeit von der Zeit. Es wird deutlich, dass es nach Erreichen des Festigkeitsmaximums zu einer ausgeprägten Abnahme der Festigkeit kommen kann. Vorliegende Festigkeit und Duktilität ist dabei stark von der chemischen Zusammensetzung und der Gefügemorphologie abhängig [45]. Die chemische Zusammensetzung und die daraus resultierenden Ausscheidungssysteme, beeinflussen auch das Alterungsverhalten bei erhöhten Temperaturen. In [46] wird die Alterungsneigung verschiedener Legierungen untersucht. Durch Zugabe von 0,5% Kupfer zu einer AlSi7Mg Legierung wird ein deutlicher Anstieg der Festigkeit nach 500h Auslagerung bei 250°C festgestellt. Insbesondere bei Gußlegierungen sind neben der Gefügeausbildung fertigungsbedingte Fehler wie Einschlüsse oder Poren für das Festigkeits- und Verformungsverhalten wichtig.

2.2.5 Verformungs- und Ermüdungsverhalten

Das zyklische isotherme und thermisch-mechanische Verformungs- und Ermüdungsverhalten verschiedener Legierungen für Zylinderköpfe und Kolben wird in [12, 44, 47–51] im LCF und TMF Probenversuch detailliert untersucht. Dabei weisen die Zylinderkopflegerungen vom Typ Al-Si-Mg, wie AlSi10Mg und AlSi7Mg ein stark entfestigendes Verformungsverhalten auf, das mit zunehmenden Maximaltemperaturen T_{MAX} und Hal-

tezeiten t_h verstärkt wird. Die Legierungen vom Typ Al-Si-Cu, wie AlSi8Cu3, AlSi6Cu4 und AlSi5Cu3 weisen aufgrund des temperaturstabileren Ausscheidungs-systems eine weniger stark ausgeprägte Überalterungsneigung auf. So erfolgt eine ausgeprägte Überalterung erst bei höheren Maximaltemperaturen. Die Legierung AlSi7MgCu0.5 lässt sich von ihrem Verformungsverhalten nicht eindeutig einer der beiden Klassen zuordnen. Sie weist aber bei hohen Maximaltemperaturen ebenfalls eine ausgeprägte Überalterung und Entfestigung auf. Bei den untersuchten TMF-OP Versuchen kommt es zu einer deutlichen plastischen Verformung im Bereich der Maximaltemperatur aufgrund der geringeren Festigkeit des Materials. Daraus bauen sich Zugmittelspannungen auf, die durch Relaxationsvorgänge während Haltezeiten bei Maximaltemperatur verstärkt werden. Je nach Legierungstyp, Maximaltemperatur, Wärmebehandlungszustand und daraus aktuell resultierendem Verhältnis der Warmfestigkeit im Druck zur Festigkeit im Zug bei Raumtemperatur ergibt sich ein spezifisches Wechselverformungsverhalten über die Versuchslaufzeit.

Mit steigender Dehnungsamplitude ergibt sich im allgemeinen eine Verkürzung der beobachteten Lebensdauern. Dies gilt ebenso für isotherme als auch für thermisch-mechanische Ermüdung, wenn die Versuche mit einer konstanten Dehnungsbehinderung durchgeführt werden und somit die mechanische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{me,a}$ mit der thermischen Dehnungsamplitude $\varepsilon_{th,a}$ und damit der Maximaltemperatur korreliert ist. Bei einer Erhöhung der Dehnungsbehinderung und somit höheren mechanischen Dehnungsamplitude bei gleicher Maximaltemperatur reduziert sich die Lebensdauer deutlich [44,52]. Bei den Legierungen vom Typ Al-Si-Mg mit ausgeprägter Überalterungsneigung kann dieser Effekt durch eine größere Haltezeit kompensiert werden. In [53] wird eine Verdopplung der Lebensdauer bei Versuchen mit $\varepsilon_{me,a} = 2 \cdot \varepsilon_{th,a}$ beobachtet, wenn eine Haltezeit von 180s eingeführt wird im Vergleich zu Versuchen ohne Haltezeit. Je nach Kombination aus Maximaltemperatur und Haltezeit kann eine Zunahme der mechanischen Dehnungsamplitude durch eine stärkere Überalterung und einhergehenden Zugspannungsabbau kompensiert werden, so dass es zu keiner Lebensdauerabnahme bei einem Anstieg der Maximaltemperatur kommt [52]. In [54] wird die Abhängigkeit der Lebensdauer der Legierung AlSi7Mg im Zustand T6 auf eine Variation der Auslagerungszeit vor dem Beginn der TMF Versuche untersucht. Es wird eine deutliche Zunahme der Lebensdauer unter TMF Bedingungen mit der vorherigen Auslagerungszeit festgestellt. In [55] wird der Einfluss der Gefügemorphologie für TMF Versuche an AlSi5Cu3 und AlSi7Mg Legierungen gezeigt. In [56] wird ein Vergleich eines Lebensdauer-rankings der Legierungen AlSi8Cu3,

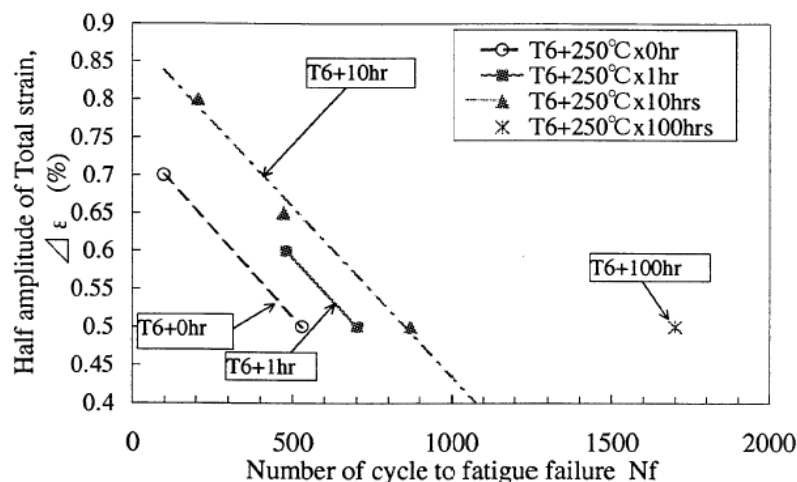


Abbildung 2.8: Einfluß der Alterungszeit auf die Lebensdauer im TMF Versuch ($T_{MIN}=100^{\circ}\text{C}$, $T_{MAX}=250^{\circ}\text{C}$) [54]

AlSi7Mg und AlSi7MgCu0.5 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen für TMF und thermische Ermüdungsexperimente (TF) an Zylinderkopfsegmenten durchgeführt. Dabei ergibt sich ein Lebensdauervorteil der AlSi7Mg Legierung im TMF Versuch und für die AlSi7MgCu0.5 Legierung in den thermischen Ermüdungsversuchen. Gründe für diesen Unterschied werden in Abschnitt 6.8 untersucht. [57, 58] untersuchen den Einfluß von Legierung und Gefügeausprägung auf die Lebensdauer in TF Versuchen, dabei wird insbesondere die Porenverteilung als maßgeblich für die TF Ermüdungseigenschaften herausgestellt. [59] stellt fest das sich eine abnehmende Erstarrungsgeschwindigkeit und somit feineres Gefüge positiv auf die Ermüdungseigenschaften auswirken.

Das Ermüdungsverhalten unter TMF Belastung mit überlagerter HCF Beanspruchung von Aluminium-Siliziumgusslegierungen wird in [48, 60] untersucht. Für AlSi7Mg und AlSi5Cu3 wird dabei ein Schwellenwert von $\varepsilon_{me,a}^{HCF} = 0,02\%$ festgestellt, bis zu dem eine zusätzlich aufgebrachte HCF Dehnungsamplitude zu keiner Lebensdauerabnahme gegenüber dem TMF Versuch ohne Überlagerung führt [48]. In [60] wird dieser Schwellenwert für die Legierung AlSi6Cu4 bestätigt. Für die Legierung AlSi10Mg wird dieser Schwellenwert für Versuche mit Maximaltemperatur von 300°C bestätigt, dieser Wert sinkt jedoch mit einer Abnahme der Maximaltemperatur auf $T_{MAX} = 250^{\circ}\text{C}$ bis auf $\varepsilon_{me,a}^{HCF} = 0,01\%$ ab. Bei höheren Amplituden der überlagerten HCF-Beanspruchung tritt dann eine dramatische Reduzierung der Lebensdauer auf, die wesentlich stärker ist wie diejenige bei gleichzeitiger Steigerung der Maximaltemperatur und der mechanischen

Dehnungsamplitude bei reinen TMF-Versuchen mit vollständiger Behinderung der thermischen Dehnung.

2.3 Modellansätze zur Beschreibung des Verformungs- und Lebensdauerhaltens bei Zylinderköpfen

Im folgenden werden Modellansätze zur Beschreibung des Verformungs- und Lebensdauerhaltens metallischer Werkstoffe beschrieben, insbesondere für die bei Zylinderköpfen eingesetzten Aluminium-Siliziumlegierungen im Hochtemperaturbereich.

2.3.1 Ansätze zur Beschreibung des Verformungsverhaltens

Zur Beschreibung des zyklischen Verhaltens von Aluminium-Siliziumgusslegierungen unter thermisch-mechanischer Last müssen geeignete Verformungsmodelle neben den Verfestigungseffekten insbesondere die Alterungseffekte aufgrund des bei den hohen Einsatztemperaturen nicht stabilen Aushärtungszustandes beschreiben können [61]. Im folgenden Abschnitt wird kurz auf die grundlegenden Modelle zur Beschreibung zyklischen Verhaltens metallischer Werkstoffe und im Anschluss auf Verformungsmodelle für Zylinderköpfe aus der Literatur eingegangen.

Werden Metalle rein elastisch belastet, dann verschwindet die Verformung vollständig, wenn die Belastung zurückgenommen wird. Elastische Verformungen sind somit reversibel. Die elastische Verformung beruht auf einer Verzerrung der Kristallmatrix [62]. Plastische Verformungen sind irreversibel. Eine Verformung ist nach Entfernen der Belastung vorhanden. Plastische Verformung basiert im Wesentlichen auf der Entstehung und Bewegung von Versetzungen im Kristallgitter [63, 64].

Zur Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens wird im Allgemeinen von der Fließtheorie ausgegangen [65]. Dabei werden zusätzliche Beziehungen zur elastischen Spannungs-Dehnungsbeziehung notwendig. Im Einzelnen sind dies eine mehrachsige Fließbedingung, bei der der Übergang zum plastischen Fließen beginnt, ein Fließgesetz, das den Anstieg an plastischer Dehnung mit augenblicklichen Spannungen und

Spannungszunahmen verbindet und ein Verfestigungsgesetz, in welchem eine Modifikation des Fließgesetzes während der plastischen Verformung, beschrieben wird. Das Materialverhalten wird standardmäßig als isotrop vorausgesetzt, was bei polykristallinen Werkstoffen mit hinreichend kleinen Körnern auch gültig ist. Weitere Annahmen betreffen die Inkompressibilität, das heißt, dass eine plastische Verformung zu keiner Volumenänderung führt und dass die elastischen Verformungen klein bleiben [66]. Das Fließgesetz besitzt die allgemeine Form

$$F(\underline{\sigma}'', T, q_1, \dots, q_n) = 0, \quad (2.6)$$

wobei T die Temperatur, q_1, \dots, q_n Materialkonstanten und $\underline{\sigma}''$ den Deviator des Spannungstensors

$$\underline{\sigma}'' = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} \cdot (\sigma \cdot \underline{I}) \quad (2.7)$$

bezeichnet. Nach von Mises [67] ist nur die Formänderung für die plastische Verformung verantwortlich, der hydrostatische Spannungszustand $\underline{\sigma}' = \frac{1}{3} \cdot (\sigma \cdot \underline{I})$ führt nur zu einer elastischen Volumenänderung des Materials. Als Fließbedingung wird oft der Vorschlag nach Melan und Prager

$$F = (\underline{\sigma}'' - \underline{\xi}) : (\underline{\sigma}'' - \underline{\xi}) - g(\kappa, T) = \|\underline{\sigma} - \underline{\xi}\| - g(\kappa, T) = 0 \quad (2.8)$$

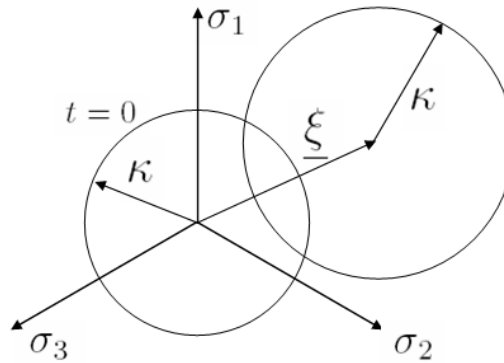


Abbildung 2.9: Kinematische und isotrope Verfestigung der Fließfläche im Hauptspannungsraum

verwendet [68,69]. Die durch 2.8 definierte Fließbedingung stellt dabei einen Zylinder im Hauptspannungsraum dar. Dabei lassen sich $\underline{\xi}$ als Koordinaten für den Mittelpunkt und

$\sqrt{\frac{2}{3}} \cdot g(\kappa, T)$ als Radius des Zylinders verstehen. So wird deutlich, dass die beiden Größen ξ und κ mit den Verfestigungsgesetzen zusammenhängen müssen, welche die Fließbedingung, also den Zylinder im Hauptspannungsraum modifizieren und verschieben (siehe Abbildung 2.9). Für die somit eingeführten inneren Variablen ξ und κ gilt es nun Evolutionsgesetze zu definieren, welche eine hinreichende physikalische Interpretierbarkeit bieten. Man unterscheidet zum einen zwischen der isotropen Verfestigung, welche zu einer Veränderung der Variablen κ führt und damit den Radius der Fließfläche und die Größe des Zylinders im Hauptspannungsraum gleichsinnig vergrößert oder verkleinert, zum anderen der kinematischen Verfestigung, welche über geeignete Evolutionsgleichungen für die Variable ξ , den Mittelpunkt der Fließfläche im Hauptspannungsraum verschiebt. Eine kinematische Verfestigung ist notwendig, um die als Bauschinger-Effekt bekannte Verringerung der Fließgrenze bei Belastungsumkehr im zyklischen Versuch zu beschreiben [70].

Das Verfestigungsgesetz nach Melan und Prager ist mit der plastischen Dehnung linear. Für die zyklische Beanspruchung metallischer Werkstoffe findet daher in vielen Fällen das nichtlinear kinematische Verfestigungsgesetz nach Frederick und Armstrong [71] Verwendung [72]. Aufbauend auf den Arbeiten von Armstrong und Frederick stellte Chaboche ein Modell [73] vor, das das elastisch-viskoplastische Verhalten von Metallen phänomenologisch unter isothermen Bedingungen abbildet. Zur Berücksichtigung von zusätzlichen werkstoffcharakteristischen Eigenschaften wie dem zyklischen Festigkeitsänderungsverhalten und der thermischen Erholung existieren zahlreiche Ansätze zur Modellerweiterung [74–77]. Diese Materialmodelle werden als einheitliche Stoffgesetze bezeichnet. Darunter wird verstanden, dass man zur Beschreibung viskoplastischer Verformungen nur noch eine inelastische Dehnung gemeinsam für plastische Dehnungen und viskoplastische Kriechdehnungen formuliert und nicht explizit zwischen diesen Effekten unterscheidet.

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{vp} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{in} \quad (2.9)$$

Lemaitre und Chaboche stellen bereits in [74] eine Möglichkeit zur Beschreibung eines Alterungseffektes auf die Festigkeit dar. Aus mathematischer Sicht handelt es sich um Systeme gekoppelter nichtlinearer Differentialgleichungen, deren innere Variablen über zu bestimmende Systemparameter an das jeweilige makroskopische Werkstoffverhalten angepasst werden [78].

Ein solches einheitliches viskoplastisches Stoffgesetz wird in [79] um eine Entwicklungs-

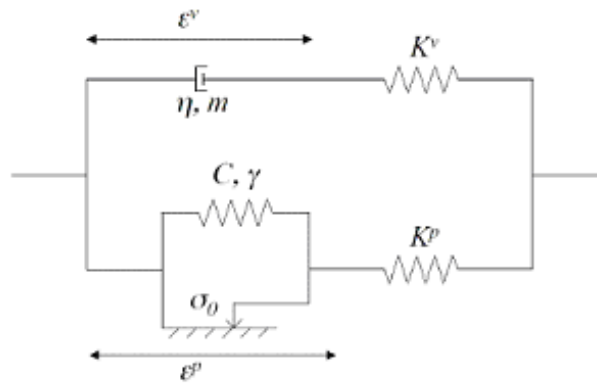


Abbildung 2.10: Rheologisches Modell des *Two Layer Viscoplastic* Stoffgesetzes

gleichung für die Alterung in den ausscheidungsgehärteten Aluminium-Siliziumlegierungen erweitert. Die interne Variable der Alterung wird in den Entwicklungsgleichungen für die kinematische und isotrope Verfestigung berücksichtigt [79, 80]. Barlas et al. stellen für dieses Modell eine Korrelation zum aktuellen Ausscheidungszustand mit Hilfe von TEM Analysen her [81].

Die von Sehitoglu vorgestellte TMF Methode besteht aus zwei konsistenten Teilen, einem viskoplastischen Verformungsmodell und einem zugehörigen Schädigungsmodell (siehe Abschnitt 2.3.2). Bei dem Verformungsmodell handelt es sich um ein einheitliches Stoffgesetz vom Typ der Überspannungsmodelle. Spannung oberhalb der Fließfläche erzeugen dabei vorwiegend plastische Dehnungen, Spannungen innerhalb der Fließfläche Kriechdehnungen, abhängig von Zeit und Temperatur. Eine Beschreibung des Verformungsmodells findet sich in [82–85].

In [86, 87] wird ein einheitliches Stoffgesetz nach Chaboche mit dem nichteinheitlichen *Two Layer Viscoplastic* (TLV) Stoffgesetz verglichen. In dem TLV Gesetz wird die inelastische Dehnung durch zwei interne Zweige abgebildet. Das entsprechende rheologische Modell ist in Abbildung 2.10 dargestellt. Für den plastischen Zweig wird eine von Mises Fließfläche (2.3.1) mit Streckgrenze σ_0 und Rückspannung ξ verwendet, gemeinsam mit einer nichtlinear-kinematischen Verfestigung. Die Parameter C und γ beschreiben die Entwicklung der Rückspannung ξ in der nichtlinear-kinematischen Verfestigung (2.3.1). Für ein isotropes Material ohne thermische Dehnung gelten die folgenden isothermen Stoffgesetzformulierungen:

$$F = \|\underline{\sigma} - \underline{\xi}\| - \sigma_0 = 0 \quad (2.10)$$

$$\dot{\underline{\xi}} = \frac{2}{3} C \underline{\varepsilon}^p - \gamma \xi \dot{p} \quad (2.11)$$

Die plastische Dehnrade wird gegeben durch

$$\underline{\varepsilon}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\underline{\sigma}'' - \underline{\xi}}{\|\underline{\sigma} - \underline{\xi}\|} \quad (2.12)$$

mit p für die plastische Vergleichsdehnung. Der viskose Zweig besteht aus einem Norton Gesetz zur Beschreibung von Kriech- und Relaxationseffekten

$$\underline{\varepsilon}^v = \frac{3}{2} \left(\frac{\|\underline{\sigma}^v\|}{\eta} \right)^m \frac{\underline{\sigma}^{v''}}{\|\underline{\sigma}^v\|} \quad (2.13)$$

mit den Materialparametern m und η . Die mechanischen Antworten des plastischen und viskosen Zweiges sind über die folgenden Gleichungen verbunden,

$$\underline{\sigma}^p = \underline{K}^p : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^p) \quad (2.14)$$

$$\underline{\sigma}^v = \underline{K}^v : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^v) \quad (2.15)$$

$$\underline{\sigma} = \underline{\sigma}^p + \underline{\sigma}^v \quad (2.16)$$

wobei $\underline{\sigma}^v$, $\underline{\varepsilon}^v$ viskose Spannung und Dehnung sind, entsprechend sind $\underline{\sigma}^p$, $\underline{\varepsilon}^p$ Spannung und Dehnung für den plastischen Zweig. Gegenüber einem einheitlichen viskoplastischen Stoffgesetz gestaltet sich die numerische Integration aufgrund der getrennten Integration der beiden Zweige deutlich einfacher [88]. Dieses Modell wurde in den kommerziellen FEM Code ABAQUS integriert [89]. Dabei lassen sich mit Ausnahme des Koeffizienten γ (ab ABAQUS Version 6.8 temperaturabhängig) alle Materialparameter des Modells temperaturabhängig angeben. In [90] wird für Stoffgesetze dieses Typs eine numerische Methode zur direkten Berechnung des stabilisierten Zustandes gezeigt.

2.3.2 Ansätze zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens

Neben den allgemeinen Entscheidungen bei der Gestaltung einer FE Analyse zur Abschätzung der Lebensdauer, wie z.B. Elementansatzfunktion, Netzeinflüsse, zeitliche Beschreibung der Lasthistorie [91], kommt der Wahl des Ansatzes zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens besondere Bedeutung zu. Dabei ist ein Ansatz wünschenswert,

der bei einer geeigneten Berücksichtigung der physikalisch schädigungstreibenden Größen noch einfach genug ist, um einerseits die benötigten Materialparameter bestimmen zu können und andererseits eine Simulation für eine große komplexe Struktur im industriellen Kontext zu ermöglichen. Im Folgenden wird auf Ansätze zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens unter thermisch-mechanischer Beanspruchung für einen beliebigen Werkstoff und für Al-Si Gusslegierungen im Speziellen, eingegangen.

Im Allgemeinen lassen sich die Modellansätze zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens in folgende Klassen einteilen [92], welche mit Ausnahme der schädigungsmechanischen Modelle auf der linearen Schadensakkumulation nach Miner [93] basieren:

1. Phänomenologische und rein empirische Modelle
2. Schädigungsmechanische Modelle
3. Werkstoffphysikalische Modelle
4. Bruchmechanische Modelle

Die größte Verbreitung in der industriellen und wissenschaftlichen Anwendung haben dabei die phänomenologisch, empirischen Modelle. Im Allgemeinen werden Größen aus den Hysteresen der zyklisch auftretenden Ermüdungsbelastung in geeigneter Weise verknüpft, so dass sich eine Beschreibung der beobachteten Lebensdauer N_B in Abhängigkeit der Belastungsgrößen ergibt. Dies lässt sich nach Suresh [94] in folgender allgemeinen Form darstellen:

$$\Phi(\varepsilon_t, \varepsilon_{me}, \varepsilon_{pl}, \sigma, \dots) \cdot N_B^\beta = c \quad (2.17)$$

Dabei sollte jedoch immer eine phänomenologische Interpretation des Ansatzes angestrebt werden, um die Unsicherheit bei der Übertragung des Ansatzes vom Ermüdungsversuch auf die leicht abweichenden Beanspruchungsbedingungen im Bauteil einzuschränken [95]. Durchgesetzt haben sich dabei Ansätze, die auf Basis der aus FE Berechnungen stammenden lokalen Beanspruchungsgrößen, wie Spannungen, Dehnungen und Temperaturen, die Lebensdauer abschätzen. Methoden auf Nennspannungsbasis oder z.B. die "strain rate partitioning"(SRP) Methode [96,97] haben nur vereinzelt Anwendung gefunden. Zum Einsatz kommen je nach Einsatzszenario des Bauteils und betroffenem Werkstoff lokale Lebensdaueransätze unterschiedlicher Komplexität [98,99].

Ausgehend von einer kontinuumsmechanischen Formulierung der Schädigung kann mit schädigungsmechanischen Modellen die Lebensdauer beschrieben werden [100,101]. Dabei kann auch eine nichtlineare Entwicklung der Schädigung berücksichtigt werden und bei einer Kopplung mit dem Verformungsmodell eine Rückwirkung auf das spannungsmechanische Verhalten erfolgen [102]. Die zyklische Entwicklung macht eine komplette Berechnung über die gesamte Lebensdauer nötig. Dies macht diese Modelle für die Berechnung einer komplexen großen FE Struktur ungeeignet, da Rechenzeitgrenzen gesprengt würden.

Werkstoffphysikalische Modelle besitzen aufgrund ihrer Komplexität und schwer zu bestimmenden Eingangsgrößen praktisch keine Verbreitung in der ingenieurtechnischen Anwendung. Vereinzelt werden diese Modelle im Forschungsbereich entwickelt [103, 104].

Bei den bruchmechanischen Modellen erfolgt eine Verbindung des in vielen Fällen lebensdauerbestimmenden Mikrorisswachstums mit den kontinuumsmechanischen Größen [105,106], dabei kann auch der Übergang zum werkstoffphysikalischen Modell erfolgen [107].

Eine Einteilung der Lebensdauermodelle in die vier Klassen ist jedoch oft nicht eindeutig und schwierig. Die vorgestellten Lebensdaueransätze gehören überwiegend zu den empirisch, phänomenologischen Modelle mit teilweiser Zugehörigkeit zu anderen Klassen. Auf eine Einteilung der für die Lebensdauerbewertung von Zylinderköpfen eingesetzten Modelle in die vier Klassen wird im Weiteren verzichtet.

Ausgehend von den Arbeiten von Flaig [47] zur Schädigungsbeschreibung, werden von Loeprecht, Maassen et al. die Modelle nach Manson-Coffin und Smith-Watson-Topper zur CAE Lebensdauerbewertung von Zylinderköpfen aus Al-Si-Gusslegierungen verwendet [108–113]. Beim Lebensdaueransatz nach Manson-Coffin [114] wird die plastische Amplitude bei halber Bruchlastspielzahl mit der Lebensdauer korreliert,

$$N_f = \alpha \cdot \varepsilon_{pl,a}^\beta \quad (2.18)$$

mit α und β als Materialparametern. Ein Ansatz nach Smith-Watson-Topper in der Form nach Fash und Socie [115] verbindet das Produkt aus Maximalspannung im Zyklus bei halber Bruchlastspielzahl und der mechanischen Dehnungsamplitude des Zyklus über

einen Potenzansatz mit der Lebensdauer:

$$P_{SWT} = \varepsilon_{me,a} \cdot \sigma_{MAX} \quad (2.19)$$

Dabei erfolgt in [112] ein Vergleich der Lebensdaueransätze nach Manson-Coffin einer auf die Zykluszeit normierten Hysteresenenergie und einer Spannungswöhlerbeziehung. Die durch die jeweiligen Ansätze abgeschätzten Lebensdauern für einen Zylinderkopf liegen dabei um zwei Größenordnungen auseinander.

Der Ansatz nach Ostergren [116] in vereinfachter Form ist das Produkt aus Maximalspannung im Zyklus bei halber Bruchlastspielzahl und der plastischen Dehnungsamplitude des Zyklus bei halber Bruchlastspielzahl als vereinfachtes Maß für die dissipierte Energie:

$$P_{OST} = \varepsilon_{pl,a} \cdot \sigma_{MAX} \quad (2.20)$$

Nach [117–119] eignet sich die pro stabilisierten Zyklus dissipierte Energie als Maß für die Beschreibung der Risseinleitung und damit zur Ermittlung der Anrisslebensdauer bei Eisengusswerkstoffen von Abgaskrümmern. Die pro Zyklus dissipierte Energie wird als

$$\Delta w_P = \int_{\text{Zyklus}} \sigma \dot{\varepsilon} dt \quad (2.21)$$

berechnet. Die Zyklenzahl der Risseinleitung N_B berechnet sich zu

$$N_B = c_1 \Delta w_P^{c_2} \quad (2.22)$$

mit c_1 und c_2 als materialabhängigen Konstanten. Auf der Arbeit von Charkaluk [117] aufbauend wird diese Vorgehensweise von Verger und Charkaluk et al. für andere Werkstoffe verallgemeinert und auch für die Al-SiGusslegierungen in Zylinderköpfen adaptiert [87, 120–122]. Als Verformungsmodelle werden dabei ein viskoplastisches Modell nach Chaboche und das TLV Modell verwendet.

Ziher, Langmayr et al. wenden in [53, 123–125] die gleiche Vorgehensweise mit einer temperaturunabhängigen viskoplastischen, dissipierten Energie für die Berechnung der Lebensdauer unter TMF Bedingungen an. Diese wird jedoch nach [74] für den Zylinderkopf um eine HCF- und Kriech-Schädigung mit folgender Formulierung ergänzt:

$$\frac{1}{N_f} = \frac{N_{TMF-cycle}^{HCF}}{N_f} + \frac{1}{N_f^{TMF}} + \frac{1}{N_f^{Creep}} \quad \text{bzw.} \quad D_f = D_{HCF} + D_{TMF} + D_{Creep} \quad (2.23)$$

Von Takahashi et al. wird in [51, 126–128] ausgehend von der pro Zyklus dissipierten Energie eine Erweiterung dieses Ansatzes zur Lebensdauermodellierung von Zylinderköpfen vorgeschlagen. Als Ansatz zur Lebensdauerabschätzung wird eine auf die TMF Zykluszeit normierte dissipierte Hysteresenenergie ΔP vorgeschlagen

$$\Delta P = \frac{\Delta w_P}{\Delta t} \quad (2.24)$$

mit Δw_P der dissipierten Energie und Δt der TMF Zykluszeit. Cailletaud, Nicoleau et al. stellen in [79, 80] eine Vorgehensweise zur Lebensdauerbewertung von Zylinderköpfen vor. Die Vorgehensweise verknüpft ein einheitliches viskoplastisches Stoffgesetz, das eine Entwicklungsgleichung zur Berücksichtigung der Alterung in der kinematischen und isotropen Verfestigung enthält, mit einem Kriech-Ermüdungsschädigungsmodell nach Lemaitre und Chaboche [74].

Neu und Sehitoglu stellen in [129, 130] eine sehr umfangreiche und generell anwendbare Methode zur TMF Lebensdauerabschätzung vor. Das Schädigungsmodell nach Sehitoglu besteht aus drei Teilen, dabei wird zu einer reinen Ermüdungs- D^{fat} , eine Oxidations- D^{ox} und eine Kriechschädigung D^{creep} linear addiert. Die Gesamtschädigung eines TMF Zyklus ergibt sich damit zu:

$$D^{total} = D^{fat} + D^{ox} + D^{creep} \quad (2.25)$$

Die Ermüdungsschädigung wird durch einen Manson-Coffin-Basquin Ansatz beschrieben. Die Parameter des Ansatzes werden aus isothermen Ermüdungsversuchen bei Raumtemperatur bestimmt. Dies geschieht mit der Annahme, dass eine Lebensdauerverkürzung bei erhöhten Temperaturen auf die Oxidations- und Kriechschädigung zurückgeführt werden kann. Die Ansätze zur Oxidationsschädigung sollen die zyklische Bildung und Zerstörung einer Oxidschicht im Rissbereich und den damit einhergehenden beschleunigten Rissfortschritt beschreiben. Der Term für die Kriechschädigung soll den Einfluß von Porenbildung und intergranularem Risswachstum erfassen. Dabei wird durch einen Phasenfaktor zwischen dem Auftreten von Kriechschädigung bei IP- und OP Bedingungen zwischen Temperatur und mechanischer Beanspruchung unterschieden. Die Methode nach Sehitoglu benötigt ein umfangreiches Versuchsprogramm zur Bestimmung der Parameter in den einzelnen Schädigungstermen. Die insgesamt 20 Parameter ermöglichen einerseits eine gute Anpassung an das beobachtete Lebensdauerverhalten, erschweren aber andererseits eine Interpretation der einzelnen Beiträge zur Ge-

samtschädigung. In weiterführenden Arbeiten [131–135] werden diese Modelle für Al-Si-Gusslegierungen angepasst und erweitert. Der Term für die Oxidationsschädigung wird später in eine Umgebungsschädigung umbenannt und vereinfacht, da bei den Aluminium-Siliziumlegierungen die einzelnen Parameter der Oxidationsschädigung nicht interpretiert werden können [136].

Die Lebensdauer eines zyklisch beanspruchten Werkstoffvolumens wird durch die Bildung und das Wachstum von Mikrorissen bestimmt. Im Kurzzeitfestigkeitsbereich dominiert in vielen Werkstoffen das Risswachstum, da sich Risse bereits in einem frühen Stadium der zyklischen Belastung bilden. Dies gilt auch für Al-Si-Legierungen, wie in [47, 48, 60] für verschiedene Aluminium-Silizium-Gusslegierungen gezeigt wird.

Auf Basis der elastisch-plastischen Bruchmechanik wurde von Heitmann der Z_D Parameter entwickelt [105].

$$Z_D = \frac{1,45 \Delta\sigma_{eff}^2}{E} + \frac{2,5 \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p}{n' + 1} \quad (2.26)$$

mit

$$\Delta\sigma_{eff}^2 = e\Delta\sigma (3 - R)^f \quad (2.27)$$

der effektiven Spannungsschwingbreite, n' dem zyklischen Verfestigungskoeffizienten und a, b, e, f Materialparametern und dem R Verhältnis $R = \frac{\sigma_{MIN}}{\sigma_{MAX}}$. In [137, 138] wird gezeigt, dass sich dieser Parameter auch für die Lebensdauerprognose von stabilisierten Al-Si-Cu-Gusslegierungen eignet. Der Parameter wurde von Riedel für den Hochtemperaturbereich mit spannungskontrollierten Kriechanteilen zum Parameter D_{CF} erweitert [106]. Für die TMF Lebensdauerprognose von Abgasanlagen wurde der Parameter als D_{TMF} für beliebige nichtisotherme Zyklen verallgemeinert [139].

2.4 Numerische Methode zur Ermittlung der Modellparameter

Die numerischen Problemstellungen und die verwendeten Verfahren zur Beschreibung von Messdaten mit einem mathematischen Modell werden in diesem Kapitel beschrieben. Dabei wird zwischen zwei Problemen unterschieden; dies ist zum einen die numerische Simulation des Experiments, das direkte Problem. Zum anderen die Bestimmung der

benötigten Modellparameter, was als inverses Problem bezeichnet wird [140].

2.4.1 Direktes Problem

Die Grundlage dieser Arbeit bildet die Auswertung von Proben mit gleichmäßiger Verteilung der Messwerte. Dies setzt voraus, dass im Probenversuch die Gradienten der thermischen und mechanischen Beanspruchung in der Messstrecke vernachlässigbar sind und die ermittelten Messwerte für die Messstrecke konstant und repräsentativ sind. Für die vorliegende Arbeit beschränkt sich die Lösung des direkten Problems auf die Integration des einachsigen Stoffgesetzes. Dabei kommen explizite und implizite Verfahren zur Anwendung [141, 142].

Zeitintegration der konstitutiven Gleichungen

Die in 2.3.1 vorgestellten Modelle zur Beschreibung des zyklischen Verformungsverhaltens metallischer Werkstoffe stellen ein System von gewöhnlichen Differentialgleichungen erster Ordnung dar [143].

Die Lösung des mathematischen Modells soll die Eingangs- und Ausgangsgrößen eines Experimentes beschreiben. Zur Charakterisierung des mathematischen Modells wird die Modellfunktion g eingeführt, welche für gegebene Modellparameter $p \in P$ und bekannte Eingangsgrößen $f \in F$ die Ausgangsgrößen $u \in U$ definiert. Dabei werden die folgenden Räume benutzt:

$$\begin{aligned}
 P &= \text{der Raum aller zulässigen Parameter } p \\
 F &= \text{der Raum aller Eingangsgrößen} \\
 U &= \text{der Raum aller Ausgangsgrößen}
 \end{aligned}
 \tag{2.28}$$

p ist ein n -dimensionaler Vektor mit n der Anzahl der Modellparameter. F und U können sowohl finit als auch infinit dimensionale Funktionsräume sein. Das direkte Problem ist wie folgt formuliert:

$$\text{Finde } u \in U, \text{ so, dass } g(p, f, u) = 0 \text{ für gegebene } f \in F \text{ und } p \in P
 \tag{2.29}$$

Für die Lösung des direkten Problems

$$u(p, f) = \text{Arg} \{g(p, u) = 0\} \quad (2.30)$$

wird die Existenz für alle $p \in P$ und $f \in F$ angenommen [144].

Aufgrund der komplexen Struktur der Differentialgleichungen entziehen sich diese einer Lösung in geschlossener Form. Man ist daher auf numerische Verfahren zur Ermittlung einer Näherungslösung angewiesen. Als mögliche Lösungsverfahren stehen Ein- und Mehrschrittverfahren in impliziter und expliziter Form zur Verfügung [145, 146].

2.4.2 Inverses Problem

Die Anpassung der mathematischen Modelle an einen Satz von Messdaten führt in der Regel zu unterbestimmten Modellparametern. Der erste Grund ist der Mangel an Informationen in den Messdaten. Man versucht einen kompletten Kurvenverlauf aus einer begrenzten Anzahl an Funktionswerten zu bestimmen. Die eindeutige Bestimmung einer Kurve ist aber nur möglich, wenn man alle Punkte kennt. Der zweite Grund sind die nicht zu vermeidenden Messfehler bei den Versuchen. Die Streuung der Messwerte durch die Messfehler führt zu einer Unsicherheit in der Kenntnis der Modellparameter. Diese beiden Gründe führen dazu, dass das inverse Problem im Allgemeinen keine eindeutige Lösung besitzt. Die berechnete Lösung hängt von den Lösungsverfahren und den benutzten Schätzern ab. Im Sinne der Mathematik nennt man das inverse Problem daher schlecht gestellt [147].

Zur Lösung des inversen Problems werden Versuchsdaten $\tilde{u} \in \tilde{U}$ benötigt, wobei \tilde{U} der Ereignisraum/Beobachtungsraum ist, der Fehler und unvollständige Beobachtungen enthält. Die Versuchsdaten sind bekannt für diskrete Zeitschritte $\{t_j\}_{j=1, \dots, n_{dat}}$, wobei n_{dat} die Anzahl der Datenpunkte ist. Zur Vereinfachung wird angenommen, dass die Dimension von \tilde{U} identisch mit der von U ist und die Zeitschritte der Modellauswertung $\{t_k\}_{k=1, \dots, n}$ mit den Zeitschritten der Versuchsdaten übereinstimmen $\{t_j\}_{j=1, \dots, n_{dat}}$, so dass die Modellergebnisse und die Versuchsdaten direkt verglichen werden können. Die Bestimmung reduziert sich auf die Festlegung der Materialparameter p , wenn die mathematische Struktur des Modells g , Eingangsgrößen f und Versuchsdaten \tilde{u} gegeben

sind. Das inverse Problem lautet wie folgt:

$$\text{Finde } p^* \in P, \text{ so, dass } u(p^*, f) = \tilde{u} \text{ für gegebene } f \in F \text{ und } \tilde{u} \in \tilde{U} \quad (2.31)$$

Fehlerquadratmethode

Für das inverse Problem existiert im Allgemeinen keine eindeutige Lösung. Daher ist die klassische Vorgehensweise die berechnete Lösung $u(p, f)$ an die Versuchsdaten durch Variation der Modellparameter anzunähern. Zur Bestimmung eines geeigneten Satzes Modellparameter wird dabei die Minimierung der Fehlerquadrate verwendet. Die Fehlerquadratmethode beruht auf der Fragestellung nach der Wahrscheinlichkeit der gemessenen Daten. Dazu geht man von der Annahme aus, dass die Wirklichkeit durch ein Modell beschrieben wird, wobei ein Parametersatz für das Modell gefunden werden muss. Nun lässt sich die Frage nach der Wahrscheinlichkeit eines bestimmten Parametersatzes stellen. Für kleine Wahrscheinlichkeiten kann man schließen, dass der Parametersatz nicht geeignet ist. Es gilt, die Wahrscheinlichkeit der Modellparameter zu maximieren. Dies bedeutet eine Minimierung der Fehlerquadrate zwischen Versuchswerten und Modellwerten für einen Parametersatz:

$$\begin{aligned} &\text{Finde } p^*, \text{ so, dass für gegebene } f \in F \text{ und } \tilde{u} \in \tilde{U} \\ &x^2(p) := \frac{1}{2} \|\tilde{u} - u(p, f)\|^2 \rightarrow \min \forall p \in P \end{aligned} \quad (2.32)$$

Um die Modellparameter in einem physikalisch sinnvollen Bereich zu halten, ist für jeden Parameter eine obere und untere Grenze erforderlich. Bei der Lösung des Fehlerquadratproblems dürfen die Parameter diese Grenzen nicht verletzen. Da die Streuung der einzelnen Versuchsparameter konstant ist, hat sie im Prinzip keinen Einfluss auf das Minimum der Optimierung. Lässt man eine separate Standardabweichung jedes Versuchspunktes zu, kommt man zu einer Maximum-Likelihood Schätzung [148, 149].

Skalierung der Modellparameter

Ein wichtiger Punkt bei der Minimierung der Fehlerquadratsumme ist die Größenordnung der Parameter. Variiert die Größenordnung der einzelnen Parameter stark, so ist die erfolgreiche Lösung der Optimierungsaufgabe erschwert. Der Hintergrund der Skalierung lässt sich am einfachen Fall einer Funktion f einer Variable x erklären. Nimmt man an, dass der Parameter x eine extreme Größenordnung z.B. 10^{-30} besitzt, so wird durch Skalierung die Größenordnung in den Bereich 10^0 gebracht, ohne am Wert der Zielfunktion f etwas zu verändern. Die neue Variable \tilde{x} weist nun eine deutlich günstigere Größenordnung auf, was für die Minimumsuche von Vorteil ist.

2.4.3 Optimierungsmethoden

Zur Minimierung der Fehlerquadratsumme werden Optimierungsverfahren verwendet. Bei den Optimierungsmethoden kann jeweils zwischen deterministisch und stochastischen, sowie gradientenbasierten und gradientenfreien Methoden unterschieden werden. Im Folgenden werden die Methoden kurz beschreiben.

Gradientenverfahren

Bei gradientenbasierten deterministischen Optimierungsverfahren wird in jedem Iterationsschritt der Gradient des Fehlerquadratfunktionals x^2 für die Parameter p bestimmt.

$$\nabla x^2 = \frac{\partial x^2}{\partial p} \quad (2.33)$$

Dafür muss die Differenzierung des Fehlerquadratminimierungsfunktionals nach den Modellparametern gewährleistet sein. Zusätzlich muss eine geeignete Wahl für die Startwerte getroffen werden. Der Nachteil dieser Verfahren ist, dass nur lokale Minima gefunden werden. Die drei verbreitetsten Methoden dieser Klasse sind:

Newtonmethode Diese Methode kommt in der Implementierung des Materialmodells für die Nullstellensuche des plastischen Korrektors zum Einsatz [89, 150].

Gradientenmethode In der einfachen Gradientenmethode geht man vom momentanen Parametersatz p_i , in die negative Richtung des Gradienten ∇x^2 , zum Beispiel in Richtung des größten Abfalls:

$$p_{i+1} = p_i - \alpha \nabla x^2|_i \quad (2.34)$$

Die Konstante α definiert die Schrittweite und ist eine zusätzliche, unbekannte Größe. Ein Anfangswert p_0 für die Modellparameter p wird benötigt. Die Aktualisierung erfolgt bis ein Stopkriterium erreicht wird, z.B.

$$\left| x^2(p_{i+1}) - x^2(p_i) \right| \leq tol, \quad (2.35)$$

wobei tol die Toleranz für das Abbruchkriterium ist [149].

Levenberg-Marquardt Methode Die Levenberg-Marquardt Methode basiert auf einer Gradientenstrategie für das Fehlerquadratfunktional x^2 , welche nichtlinear vom unbekanntem Modellparametervektor p abhängt. Eine Taylor Reihe von x^2 um den aktuellen Parametervektor p_i wird nach dem quadratischen Term abgebrochen und darauf eine Hesse Matrix aufgestellt [151].

Stochastische Verfahren

Die bisher vorgestellten Optimierungsverfahren zeichnen sich durch eine hohe Konvergenzgeschwindigkeit in der Nähe des Minimums der Fehlerquadratsumme aus. Ist über die Parameter wenig bekannt, so kann man stochastische Suchverfahren benutzen, um hinreichend gute Startwerte für die Modellparameter zu finden. Prinzipieller Vorteil der stochastischen Verfahren sind die geringen Anforderungen an die Zielfunktion. So muß die Zielfunktion nur für das gesamte zulässige Gebiet auswertbar sein. Im Gegensatz zu den Gradientenverfahren sind weitere Anforderungen wie Stetigkeit und Differenzierbarkeit der Zielfunktion nicht gefordert [152].

Man unterscheidet bei den modernen stochastischen Suchverfahren zwischen genetischen Algorithmen und Evolutionsstrategien [153]. Genetische Algorithmen sind iterative Prozeduren, die eine Population P von möglichen Lösungen der Zielfunktion f enthält.

$$P(t) = \langle p_1(t), p_2(t) \dots, p_n(t) \rangle \quad (2.36)$$

Jeder Parametersatz $p_i(t)$ in der Population P wird als eine Folge von Binärzeichen kodiert. Während eines Iterationsschrittes wird die aktuelle Population $P(t)$ ausgewertet und auf deren Basis durch zufallsbasierte Auswahlprozeduren die Population $P(t+1)$ gebildet. Die Häufigkeit mit der ein kodierter Parametersatz ausgewählt wird, ist proportional zur Güte des Parametersatzes. Die Ausgangspopulation wird normalerweise aus Zufallszahlen generiert [154].

Evolutionalgorithmen Evolutionsstrategien nutzen Mechanismen der natürlichen Evolution wie Mutation, Rekombination und Selektion, um verbesserte Parametersätze zu finden. Das allgemeine Prinzip einer Evolutionsstrategie wird durch

$$(\mu/\rho+, \lambda) \tag{2.37}$$

beschrieben. Dabei bezeichnet μ die Anzahl der Eltern in einer Population, ρ die Anzahl der zur Rekombination ausgewählten Eltern und λ die Anzahl der Nachkommen. Die Parameter '+' und ',' entscheiden darüber, ob die Eltern in einer neuen Generation weiterleben dürfen ('+') oder nicht (','). Mutation ist wie in der Biologie der Mechanismus, der für die Veränderung der Population verantwortlich ist. Durch kleine Veränderungen in den Parameterwerten der Eltern ergeben sich die Parameterwerte der Nachkommen. Die Veränderungen werden durch gaußverteilte Zufallszahlen, die mit einer Schrittweite δ multipliziert werden, erzeugt. Die Schrittweite bestimmt den Unterschied zwischen den Eltern und den Nachkommen. In einer Evolutionsstrategie muss die Schrittweite immer an die momentane Umgebung der Zielfunktion angepasst werden. Konvergenz und Geschwindigkeit der Evolution hängen entscheidend von der Anpassung der Schrittweite an die Qualitätsfunktion ab. Die Rekombination der Parametersätze der Eltern findet vor der Mutation zu den Nachkommen statt. Der Parametersatz jedes Nachkommen muss anhand einer Qualitätsfunktion bewertet werden. Anhand der Qualitätsfunktion werden dann aus den aktuellen Nachkommen die Eltern für die nächste Generation ausgewählt [155]. Für spezielle Anwendungen existieren Anpassungen und Erweiterungen der Evolutionsmethode [156]. Eine praktische Umsetzung bietet das frei erhältliche Programm 'evoC' der Universität Berlin [157]. Diese wurde im Rahmen dieser Arbeit für die Optimierungsaufgaben in Kapitel 5 verwendet.

Kapitel 3

Werkstoffe und Versuchsbeschreibung

3.1 Untersucher Werkstoff

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Aluminium-Silizium-Gusslegierung AlSi8Cu3 untersucht. Alle Proben wurden aus Zylinderköpfen der BMW Group entnommen, die im Serienprozess abgegossen wurden. Dabei wurden zwei verschiedene Mikrostrukturen, resultierend aus zwei Gießverfahren, betrachtet. Die beiden Werkstoffzustände wurden in der Leichtmetallgiesserei der Firma BMW in Landshut im Niederdruckkokillengießverfahren (ND) und im Schwerkraftkokillengießverfahren (SK) (siehe Kapitel 2.2.3) hergestellt. Die Werkstoffe besitzen die folgende chemische Nennzusammensetzung (Angaben in Ma-%):

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung von AlSi8Cu3 ND und AlSi8Cu3 SK

Werkstoff	Si	Mg	Cu	Zn	Sn	Mn	Fe	Ni	Ti	Pb	Sr	Al
AlSi8Cu3 ND	8,13	0,37	3,1	0,59	0,01	0,16	0,53	0,03	0,08	0,04	0,0001	Rest
AlSi8Cu3 SK	8,68	0,38	3,1	0,29	0,01	0,19	0,28	0,02	0,08	0,02	0,02	Rest

Der Werkstoff AlSi8Cu3 ND wurde nach dem Gießprozess kontrolliert abgekühlt. Im Anschluss wurde eine Kaltauslagerung bei Raumtemperatur durchgeführt (Zustand T1). Der Werkstoff AlSi8Cu3 SK wurde ebenfalls kontrolliert nach dem Gießprozess abgekühlt. Anschließend fand jedoch eine stabilisierende Warmauslagerung statt (Zustand T5). Tabelle 3.2 gibt eine Übersicht der Wärmebehandlungen, denen die Zylinderköpfe unterzogen wurden.

	AlSi8Cu3 ND	AlSi8Cu3 SK
Bezeichnung	T1	T5
Lösungsglühen	-	-
Auslagerungstemperatur	Raumtemperatur	250°C
Auslagerungszeit	1 Woche	2,5h

Tabelle 3.2: Wärmebehandlungen der untersuchten Legierungen

Die Zylinderköpfe weisen räumlich unterschiedliche Gefügefinesse auf. Dies resultiert aus den unterschiedlichen Erstarrungszeiten im Bauteil. Die Orte von denen die Erstarrung ausgeht, weisen das feinste Gefüge auf, die zuletzt erstarrenden Bereiche das größte Gefüge. Wie Abbildung 3.1 zeigt, konnten die Proben aus dem Ventilstege entnommen werden, der auch eine bezüglich TMF-Beanspruchung versagenskritische Stelle eines Zylinderkopfes darstellt.

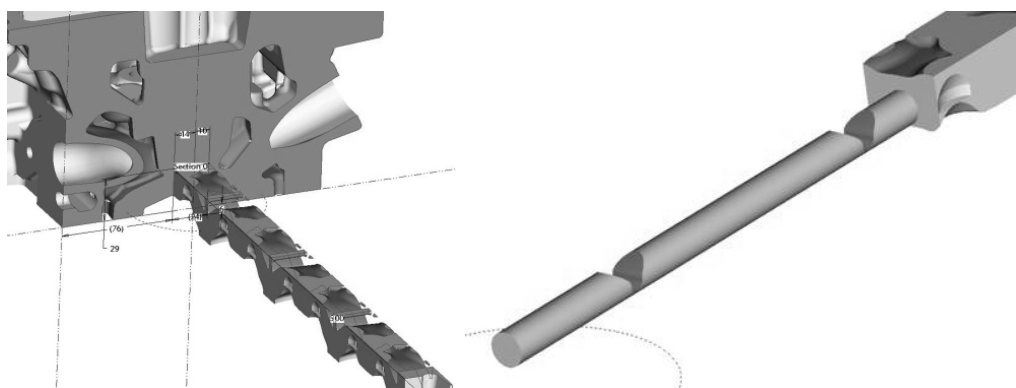


Abbildung 3.1: Probenentnahme am Zylinderkopf

Abbildung 3.2 und Abbildung 3.3 zeigen das Gefüge der untersuchten Werkstoffe im Ventilstegebereich. Im Vergleich der beiden Werkstoffzustände wird eine Reihe von Unterschieden sichtbar. So ist durch die geringere Erstarrungszeit auf der Brennraumseite im Schwerkraftkokillengießverfahren gegenüber dem Niederdruckkokillengießverfahren das dendritische Gefüge im Werkstoff AlSi8Cu3 SK deutlich feiner. Aufgrund des höheren Eisenanteils der Variante AlSi8Cu3 ND ist ein höherer Anteil eisenhaltiger Phasen sichtbar, siehe Abbildung 3.2. Aus der Veredelung mit Sr und der schnelleren Abkühlgeschwindigkeit resultiert eine feinere und abgerundete Form der eutektischen Si-Phasen im Werkstoff AlSi8Cu3 SK (siehe Abbildung 3.3).

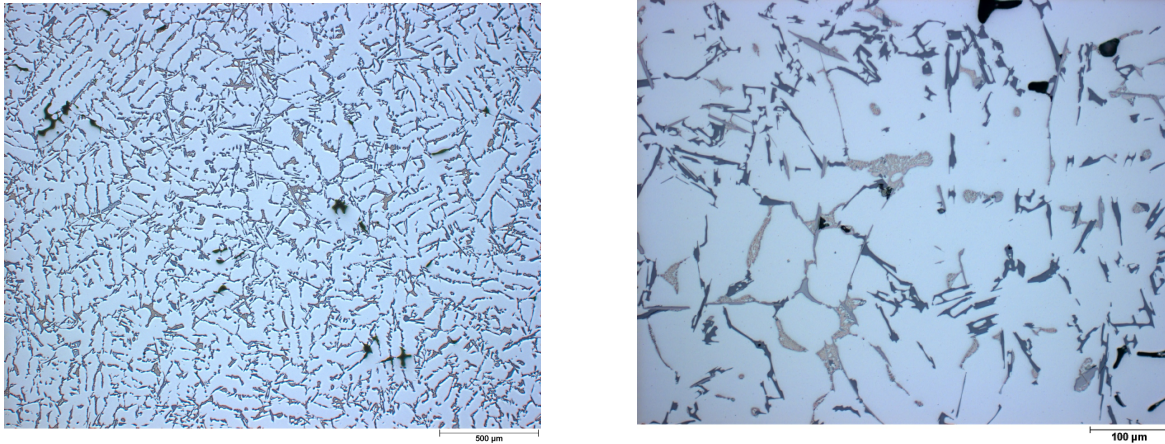


Abbildung 3.2: Gefüge der untersuchten Legierung AlSi8Cu3 ND im Ausgangszustand

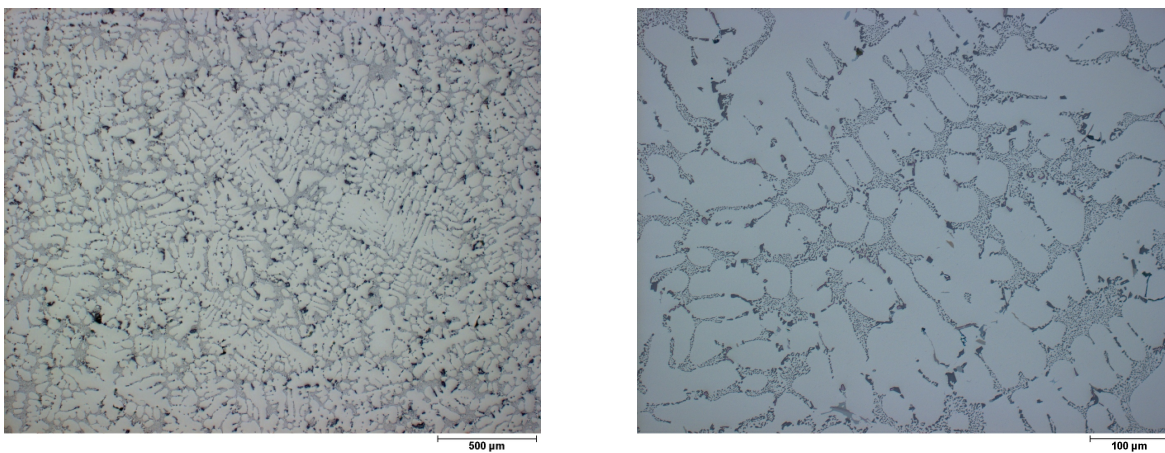


Abbildung 3.3: Gefüge der untersuchten Legierung AlSi8Cu3 SK im Ausgangszustand

3.2 Probengeometrie

Alle thermisch-mechanischen und isothermen Ermüdungsversuche wurden an zylindrischen Vollproben durchgeführt. Wegen der Entnahmesituation aus den verschiedenen Zylinderköpfen wurden für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK (Abbildung 3.4 rechts) etwas kürzere Proben verwendet, als für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND (Abbildung 3.4 links). Den Zylinderköpfen wurden zunächst Stäbe mit quadratischem Querschnitt entnommen und dann mit einer CNC-Drehmaschine zu den in Abbildung 3.4 dargestellten Probengeometrien weiterverarbeitet.

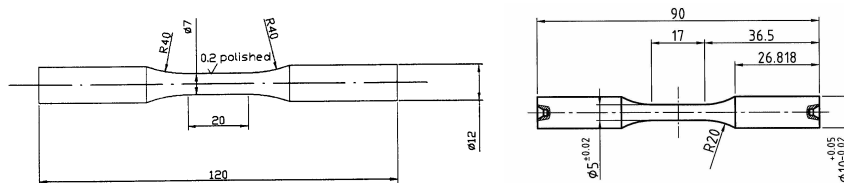


Abbildung 3.4: Probengeometrien, Angaben in mm

3.3 Versuchsaufbau und Versuchsführung

3.3.1 Härtemessung

Um den Einfluss der Betriebstemperaturen und -zeiten im Zylinderkopf auf die Änderung der Ausscheidungsstrukturen und der damit verbundenen Festigkeitsänderung zu untersuchen, wurden am Werkstoffzustand AlSi8Cu3 ND im kaltausgelagerten T1-Zustand Warmauslagerungsversuche zwischen 1h und 1008h bei Temperaturen zwischen 120°C und 300°C durchgeführt. Die Proben für die Warmauslagerungsversuche wurden den in Abschnitt 3.1 beschriebenen Zylinderköpfen im Bereich der Zylinderkopfdichtungsfläche entnommen. Es wurde für jede Kombination aus Auslagerungszeit und -temperatur eine separate Probe verwendet. Vor den Warmauslagerungsversuchen wurde die Ausgangshärte jedes Probestückes ermittelt.

Desweiteren wurden Härtemessungen im Brennraumbereich von im Motorversuch gelaufenen Zylinderköpfen durchgeführt.

Es wurden Makrohärtemessungen HB 1/10 und HB 2,5/62,5 an einer Universalhärteprüfmaschine vom Typ KB750BV der Firma Hegewald und Peschke durchgeführt. Die Lasteinwirkungszeit betrug 30s, die Messungen wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Zur Bestimmung der Härtewerte wurden jeweils 5 Einzelmessungen vorgenommen.

3.3.2 Thermisch-mechanische Ermüdungsversuche

Die TMF Versuche wurden auf servohydraulischen und elektromechanischen Prüfmaschinen der Hersteller Zwick, MTS und Schenck durchgeführt. Den prinzipiellen Aufbau

der Versuchseinrichtung zeigt Abbildung 3.5. Sollwertvorgabe und Messdatenerfassung erfolgen rechnergesteuert. Der Digitalregler der Prüfmaschine ermöglicht ein Umschalten von Kraft- in Dehnungsregelung während des Versuchs. Die Temperatur der Probe wird mit einem in der Messstrecke anliegenden NiCr-Ni Bandthermoelement gemessen und über einen separaten Temperaturregler geregelt. Die Proben werden induktiv mit einem Hochfrequenzgenerator mit 5kW maximaler Leistung erhitzt. Das Abkühlen der Probe erfolgt durch Wärmeleitung in die wassergekühlten Fassungen. Zusätzlich kann die Probe radial mit Druckluft angeblasen werden. Zur Dehnungsmessung wird ein kapazitiver Hochtemperaturdehnungsaufnehmer über Keramikschnitten an der Messstrecke befestigt. Die auftretenden Kräfte werden mit einer handelsüblichen Kraftmessdose gemessen.

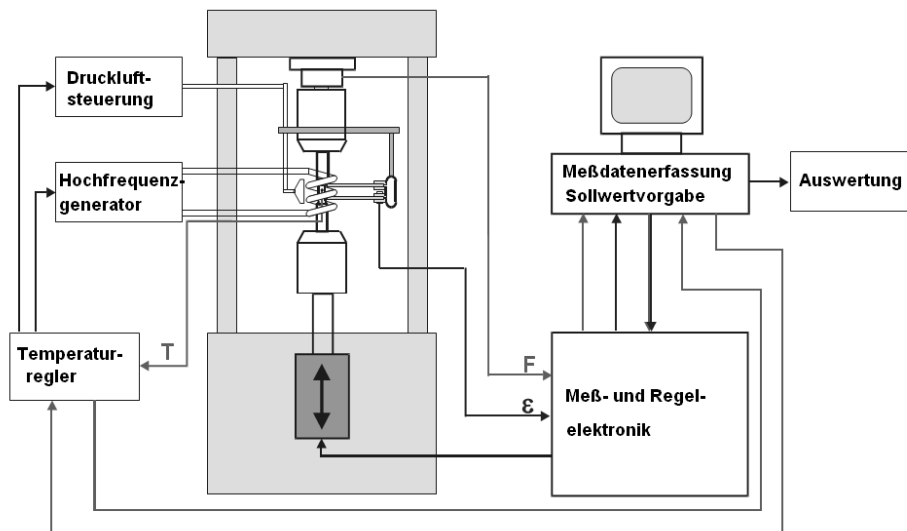


Abbildung 3.5: Aufbau der TMF Prüfmaschine

Die TMF Versuche wurden totaldehnungsgeregelt unter Out-of-Phase(OP) Bedingungen durchgeführt. In OP TMF Versuchen sind der zeitliche Verlauf der mechanischen Dehnung und der Temperatur um 180° phasenverschoben.

Zu Versuchsbeginn werden Referenzzyklen in Kraftkontrolle durchgeführt. Dabei wird die Maschine kraftfrei auf Minimaltemperatur aufgeheizt. Anschließend werden bis zu sechs kraftfreie Referenzzyklen aufgebracht. Dabei ergibt sich der Verlauf der thermischen Dehnung als gemessener Totaldehnungs-Zeitverlauf und dient als Referenz für die Auswertung des Versuchs. Anschließend wird die Maschine in Totaldehnungskontrolle umgeschaltet und der jeweilige Totaldehnungsverlauf vorgegeben, so dass sich der ge-

wünschte Verlauf der mechanischen Dehnung ergibt. Die Auswertung der aufgezeichneten Messdaten erfolgt mit einem am IWKI entwickelten Programm. Aus den aufgezeichneten Messdaten konnten für jeden Zyklus $\sigma_n - \varepsilon_{me}$ Hysteresen bestimmt werden. Die charakteristischen Größen Maximalspannung σ_{MAX} , Minimalspannung σ_{MIN} , Spannungsamplitude σ_a , Mittelspannung σ_m und plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{pl,a}$ konnten aus diesen ermittelt werden und in Wechselverformungskurven über der Lastspielzahl dargestellt werden.

Bei allen TMF Versuchen war die Minimaltemperatur $T_{MIN} = 50^\circ\text{C}$. Die Versuche wurden bei Minimaltemperatur gestartet. Die Aufheiz- und Abkühlrate betrug 10K/s . Die Maximaltemperaturen wurden zwischen $T_{MAX} = 175^\circ\text{C}$ und 275°C variiert. Bei der Werkstoffvariante AlSi8Cu3 ND wurden Versuche mit Haltezeiten zwischen 60s und 180s bei Maximaltemperatur durchgeführt. Bei der Werkstoffvariante AlSi8Cu3 SK betrug die Haltezeit bei Maximaltemperatur 60s. Bei der Variante AlSi8Cu3 ND wurden die Versuche mit unterschiedlichen Graden der Behinderung der thermischen Dehnung gefahren. Die Totaldehnung wurde so eingestellt, dass sich mechanische Dehnungsamplituden einstellen, die um einen Faktor $K = 0,8, 1,0$ und $1,2$ kleiner bzw. größer waren wie die thermische Dehnungsamplitude. Für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK wurde die Totaldehnung so gewählt, dass sich mechanische Dehnungsamplituden zwischen $\varepsilon_{me,a} = 0.35\%$ und 0.45% ergeben.

Als Abbruchkriterium wurde bei den TMF Versuchen ein Abfall der induzierten Spannungen um mehr als 50% oder das Erreichen der Grenzlasterlastspielzahl von $N_G = 20000$ Temperaturzyklen gewählt.

3.3.3 Isotherme Ermüdung

Für isotherme, zyklische Versuche bei Raumtemperatur an den beiden Legierungen kam die in Abschnitt 3.3.2 erwähnte Prüfeinrichtung der Firma Schenck zum Einsatz. Die Versuche wurden totaldehnungsgeregelt mit einer Frequenz von 1Hz isotherm bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Versuche wurden mit einem dreieckförmigen Last-Zeit-Verlauf ohne Haltezeiten gefahren. Die Auswertung erfolgte wie in 3.3.2 beschrieben.

3.3.4 Modellanpassungsversuche

Für die Bestimmung der temperaturabhängigen Materialparameter der Verformungsmodelle wurden isotherme Modellanpassungsversuche für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK durchgeführt. Diese erfolgten ebenfalls auf den in 3.3.2 vorgestellten Prüfeinrichtungen und wurden totaldehnungsgeregelt mit einer Dehnrates entsprechend den Heizraten der TMF Versuche gefahren. Dabei wurden Proben mit verschiedenen Vorauslagerungen zur Variation des Alterungszustandes verwendet. Es wurden jeweils fünf Trapezzyklen mit einer Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{me,a} = 0.4\%$ mit und ohne Haltezeit von 60s bei minimaler und maximaler mechanischer Dehnung durchgeführt. Für jede Probe wurde die Temperatur schrittweise von Raumtemperatur bis auf 300°C gesteigert. Die damit vorliegenden Spannungs-Dehnungs-Hysteresedaten wurden zur isothermen Bestimmung der temperaturabhängigen Parameter des viskoplastischen Modells verwendet.

3.3.5 Mikrostrukturelle Untersuchungen

Lichtmikroskopische Untersuchungen

An ausgewählten Proben der TMF-Versuche und Entnahmestücken aus Zylinderköpfen, die im Motorversuch betrieben wurden, wurden Schlitze präpariert und mit Hilfe eines Lichtmikroskops vom Typ Aristomet der Firma Leitz bei unterschiedlichen Vergrößerungen im geätzten und ungeätzten Zustand untersucht.

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Bruchflächen sowie Längs- und Querschliffe unterschiedlich beanspruchter Proben wurden mit einem Rasterelektronenmikroskop vom Typ DSM 940 der Firma Zeiss bei maximalen Vergrößerungen von 10000 untersucht.

Kapitel 4

Versuchsergebnisse

Das folgende Kapitel gliedert sich in drei Teile. Im ersten Teil werden die Ergebnisse der isothermen LCF-Versuche vorgestellt. Der zweite Teil beschreibt die Resultate der anisothermen TMF-Versuche und die metallographischen Ergebnisse vergleichender Untersuchungen der Schädigung in TMF-Proben und Zylinderköpfen von Dauerlaufmotoren. Im dritten Teil werden die Härteprüfungen der Auslagerungsversuche zur Modellbildung des Alterungsverhaltens vorgestellt. Die Ergebnisse des Modelles werden mit Härtemessungen des Zylinderkopfbrennraumes nach Motorversuchsläufen verglichen. Die Versuchsergebnisse und die Erkenntnisse dieses Kapitels bilden die Basis für die Entwicklung geeigneter Modellansätze zur Beschreibung des Verformungs- und Lebensdauerungsverhaltens, wie in Kapitel 5 dargestellt wird.

4.1 Isotherme Ermüdungsbeanspruchung

4.1.1 AlSi8Cu3 ND

Bei Raumtemperatur und einer Frequenz von 1Hz wurden isotherme Ermüdungsversuche mit mechanischen Dehnungsamplituden zwischen $\varepsilon_{me,a} = 0,15\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,5\%$ am Werkstoff AlSi8Cu3 ND im kaltausgelagerten Zustand T1 durchgeführt.

Zyklisches Spannungs-Dehnungs- und Wechselverformungsverhalten

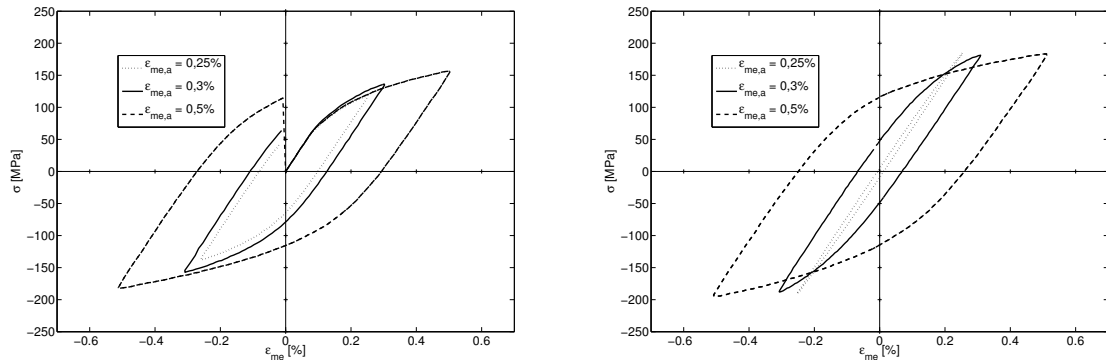


Abbildung 4.1: $\sigma - \varepsilon_{me}$ - Hysterese für Raumtemperatur bei den Lastspielen $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) am Werkstoff AlSi8Cu3 ND

In Abbildung 4.1 sind die Verläufe der Spannungs-Dehnungs-Hysterese für die Lastspiele $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ bei Raumtemperatur exemplarisch für die mechanischen Dehnungsamplituden $\varepsilon_{me,a} = 0,25\%$, $\varepsilon_{me,a} = 0,3\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,5\%$ dargestellt. Im ersten Lastspiel ergibt sich für alle Dehnungsamplituden eine elastisch-plastische Verformung. Bei der Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{me,a} = 0,25\%$ ergibt sich bis zu $N = N_B/2$ eine Verfestigung auf ein nahezu elastisches Werkstoffverhalten. Die Hysterese bei $N = N_B/2$ für eine Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{me,a} = 0,5\%$ verläuft im Bereich der plastischen Verformung etwas flacher im Vergleich zu $N=1$. In den Hysterese wird keine Ausprägung einer Mittelspannung deutlich, so dass sich ein symmetrisches, zyklisch leicht verfestigendes Materialverhalten einstellt.

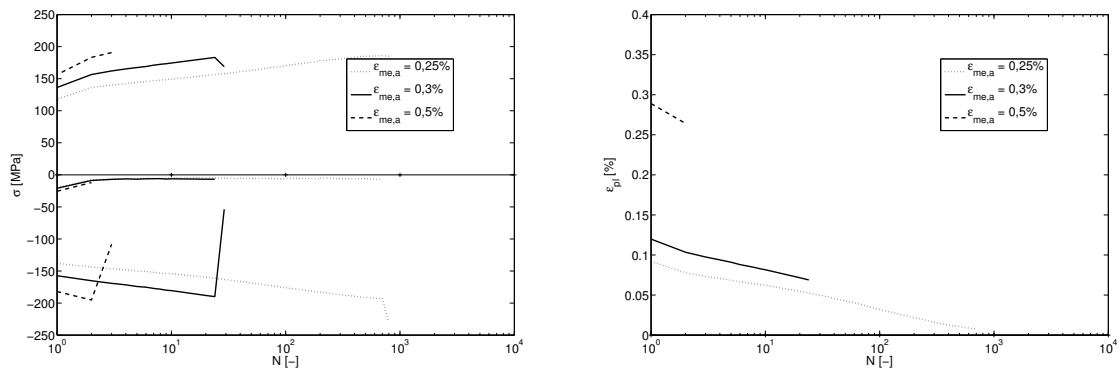


Abbildung 4.2: Wechselverformungsverhalten bei Raumtemperatur am Werkstoff Al-Si8Cu3 ND

Abbildung 4.2 zeigt das zyklische Verformungsverhalten des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND bei Raumtemperatur. In der linken Abbildung zeigt sich in der Maximal- und Minimalspannung eine deutliche Verfestigungstendenz, die mit größeren Dehnungsamplituden schneller erfolgt. Das Verformungsverhalten ist symmetrisch mit Mittelspannungen nahe Null. Die Spannungsamplituden nehmen am Versuchsanfang mit steigender Dehnungsamplitude zu. Bis zum Bruch ergibt sich durch die zyklische Verfestigung ein vergleichbares Spannungsniveau unabhängig von der Dehnungsamplitude. Im rechten Bild sieht man die entsprechende Abnahme der plastischen Dehnungsamplituden mit der Lastspielzahl, die umso ausgeprägter ist, je höher das Niveau der Dehnungsamplitude ist. Für kleine Dehnungsamplituden nimmt die plastische Dehnungsamplitude bis auf nahezu Null ab.

Lebensdauerverhalten

In Abbildung 4.3 ist links die mechanische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{me,a}$ und rechts die plastische Dehnungsamplitude $\varepsilon_{pl,a}$ in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl N_B für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND dargestellt. Eine Erhöhung der mechanischen Dehnungsamplitude führt zu einer Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude bei gleichzeitiger Abnahme der Lebensdauer. Dabei variiert die plastische Dehnungsamplitude über zwei Größenordnungen bei einer Variation der mechanischen Dehnungsamplitude innerhalb einer Größenordnung.

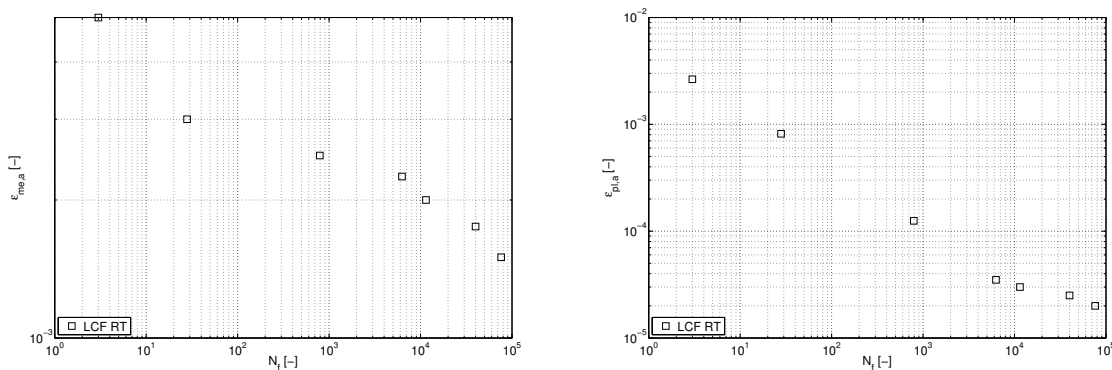


Abbildung 4.3: Wöhlerdarstellung der mechanischen Dehnung $\varepsilon_{me,a} - N_B$ (links) und Manson-Coffin Darstellung $N_B - \varepsilon_{pl,a}$ (rechts) der LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 ND

In Abbildung 4.4 sind die Schädigungsparameter nach Ostergren und Smith-Watson-

Topper dargestellt. Die Schädigungsparameter nach Ostergren [116]

$$P_{Ost} = \varepsilon_{pl,a} \cdot \sigma_{max} \quad (4.1)$$

und nach Smith, Watson, Topper

$$P_{SWT} = \varepsilon_{me,a} \cdot \sigma_{max} \quad (4.2)$$

werden dabei mit den sich bei halber Bruchlastspielzahl $N_B/2$ einstellenden Werten berechnet. Die beiden Schädigungsparameter ergeben aufgrund der Kombination von plastischer bzw. mechanischer Dehnungsamplitude mit der Maximalspannung als schädigender Werkstoffreaktion eine gute Beschreibung des Lebensdauerverhaltens für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND. Entsprechend des jeweiligen Wertebereichs von mechanischer und plastischer Dehnungsamplitude weist der Schädigungsparameter nach Ostergren eine deutlich größere Sensitivität über die Lebensdauern auf als der Schädigungsparameter nach Smith-Watson-Topper.

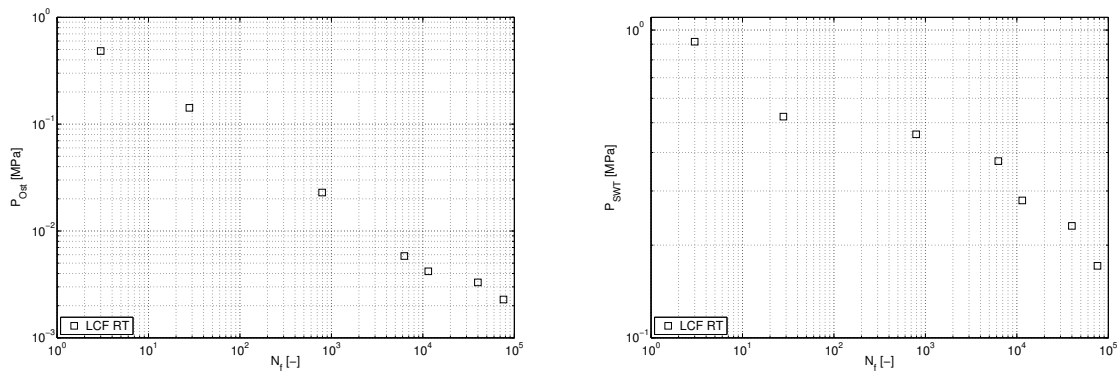


Abbildung 4.4: Darstellung der Schädigungsparameter nach Ostergren P_{Ost} (links) und Smith-Watson-Topper P_{SWT} (rechts) für die LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 ND

Nach Abbildung 4.5 ergibt sich die Dehnungswöhlerlinie aus Addition der Lebensdauerlinie nach Manson-Coffin für die plastische Dehnungsamplitude und derjenigen nach Basquin für die elastische Dehnungsamplitude. Diese als Manson-Coffin-Basquin-Beziehung bezeichnete Darstellung ergibt eine sehr gute Beschreibung des Lebensdauerverhaltens bei isothermer LCF Beanspruchung für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND.

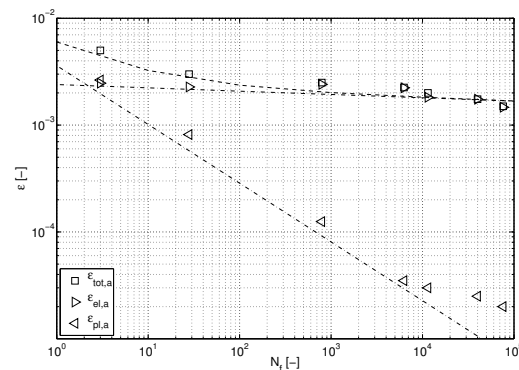


Abbildung 4.5: Manson-Coffin-Basquin Darstellung der LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 ND

4.1.2 AlSi8Cu3 SK

Bei Raumtemperatur und einer Frequenz von 1Hz wurden isotherme Ermüdungsversuche mit mechanischen Dehnungsamplituden zwischen $\varepsilon_{me,a} = 0,2\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,5\%$ am Werkstoff AlSi8Cu3 SK im warmausgelagerten Zustand T5 durchgeführt.

Zyklisches Spannungs-Dehnungs- und Wechselverformungsverhalten

Abbildung 4.6 zeigt die sich im ersten Lastspiel $N = 1$ und im Lastspiel bei halber Bruchlastspielzahl $N = N_B/2$ einstellenden Hystereseverläufe für Totaldehnungsamplituden von $\varepsilon_{me,a} = 0,2\%$, $\varepsilon_{me,a} = 0,3\%$, $\varepsilon_{me,a} = 0,4\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,5\%$. Für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK wird bei allen Dehnungsamplituden elastisch-plastisches Werkstoffverhalten beobachtet. Die plastischen Dehnungsamplituden steigen mit zunehmenden Dehnungsamplituden an. Für alle Dehnungsamplituden ergibt sich eine schwach ausgeprägte Tendenz zur Verfestigung von $N = 1$ zu $N = N_B/2$.

Dies zeigen auch die in Abbildung 4.7 dargestellten Wechselverformungskurven in Form der sich einstellenden Mittel-, Minimal- und Maximalspannung (links) bzw. der plastischen Dehnungsamplitude (rechts) über der Lastspielzahl N . Die schwache Verfestigungstendenz äußert sich am deutlichsten durch die leicht abnehmenden plastischen Dehnungsamplituden. Der Werkstoff AlSi8Cu3 SK verhält sich bei Raumtemperatur in sehr geringem Maß zyklisch verfestigend.

4.1 Isotherme Ermüdungsbeanspruchung

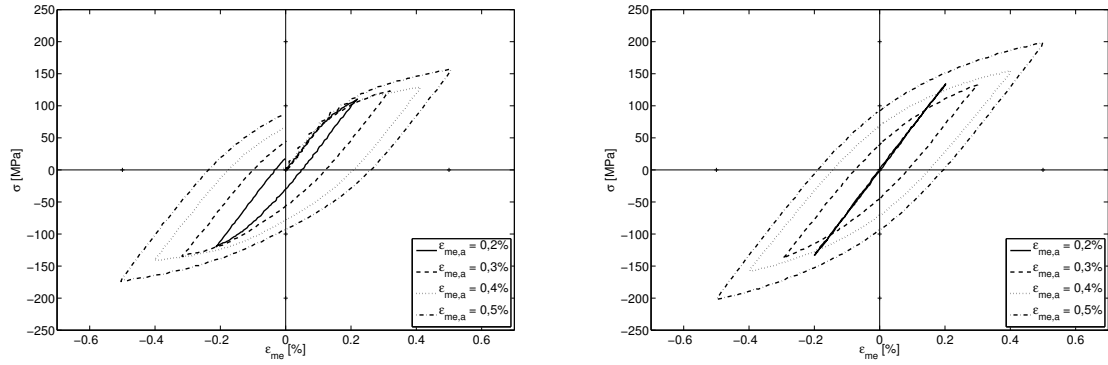


Abbildung 4.6: $\sigma - \varepsilon_{me}$ - Hysteresen für Raumtemperatur und $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) am Werkstoff AlSi8Cu3 SK

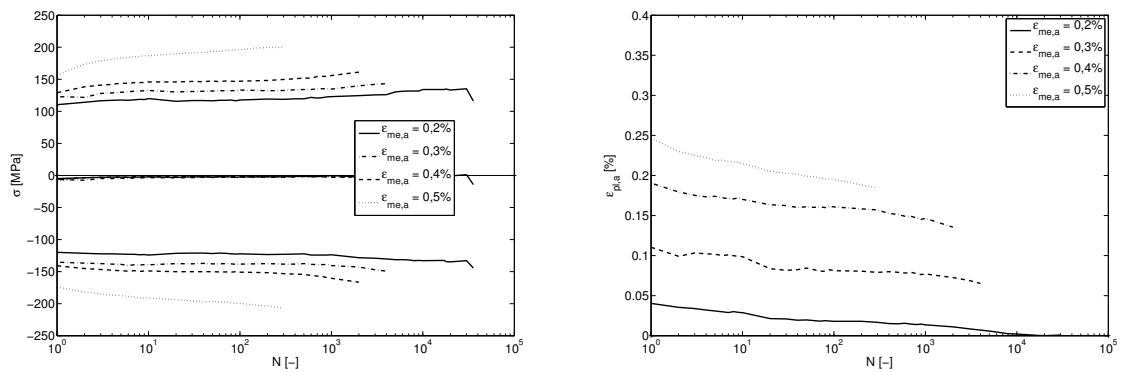


Abbildung 4.7: Wechselverformungsverhalten bei Raumtemperatur am Werkstoff Al-Si8Cu3 SK

Lebensdauerverhalten

Im Bild 4.8 sind die Dehnungswöhlerlinie (links) und die Manson-Coffin-Beschreibung (rechts) der LCF Versuche bei Raumtemperatur dargestellt. Eine Erhöhung der mechanischen Dehnungsamplitude führt zu einer Zunahme der plastischen Dehnungsamplitude. Dies führt zu einer Abnahme der Lebensdauer mit zunehmender mechanischer und plastischer Dehnungsamplitude. Eine Beschreibung des Lebensdauerverhaltens für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK bei isothermer Raumtemperatur LCF-Beanspruchung ist mit beiden Größen möglich. Dabei weist die Manson-Coffin-Beschreibung ein breiteres Streuband der plastischen Dehnungsamplituden auf.

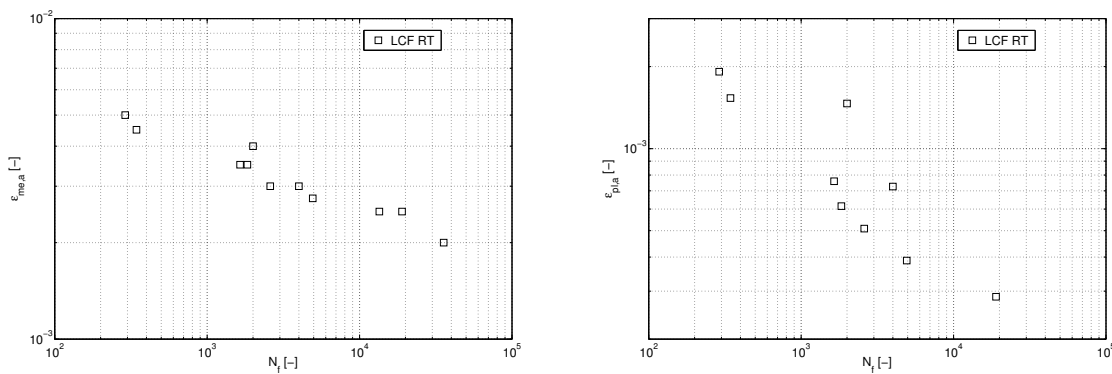


Abbildung 4.8: Wöhlerdarstellung der mechanischen Dehnung (links) und Manson-Coffin Darstellung (rechts) der LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 SK

In Abbildung 4.9 sind die Schädigungsparameter nach Ostergren P_{Ost} und Smith-Watson-Topper P_{SWT} als Funktion der Bruchlastspielzahl für alle Dehnungsamplituden aufgetragen. Für beide Schädigungsparameter kann das Lebensdauerverhalten des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK unter LCF Beanspruchung bei Raumtemperatur mit jeweils einer Ausgleichsgeraden in der doppellogarithmischen Auftragung beschrieben werden. Die Streubreite des Schädigungsparameters nach Smith-Watson-Topper fällt dabei geringer aus, als die Streubreite des Schädigungsparameters nach Ostergren. Analog den Untersuchungen an AlSi8Cu3 ND in Abschnitt 4.1.1 weist der Parameter nach Ostergren eine höhere Sensitivität über der Lebensdauer auf, als der Parameter nach Smith-Watson-Topper.

In Abbildung 4.10 ist die Totaldehnungswöhlerlinie nach dem Modell Manson-Coffin-

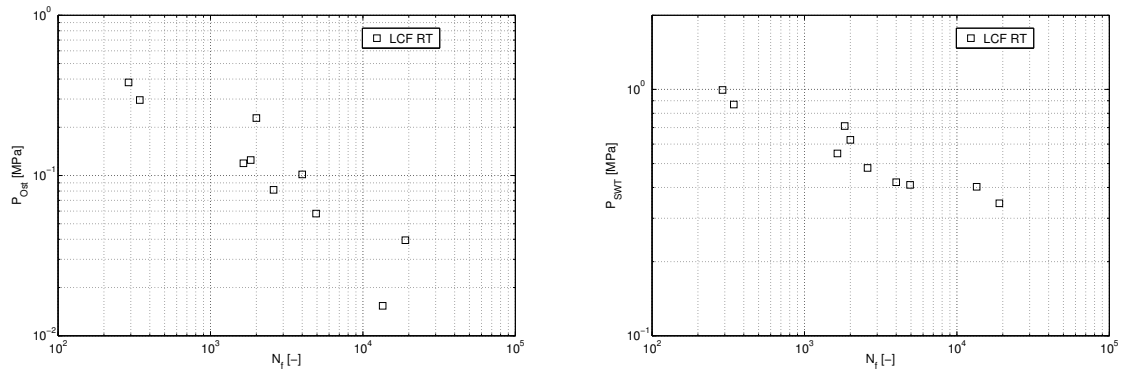


Abbildung 4.9: Darstellung der Schädigungsparameter nach Ostergren (links) und Smith-Watson-Topper (rechts) für die LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 SK

Basquin zu sehen. Es ergibt sich eine sehr gute Beschreibung des Lebensdauerverhaltens.

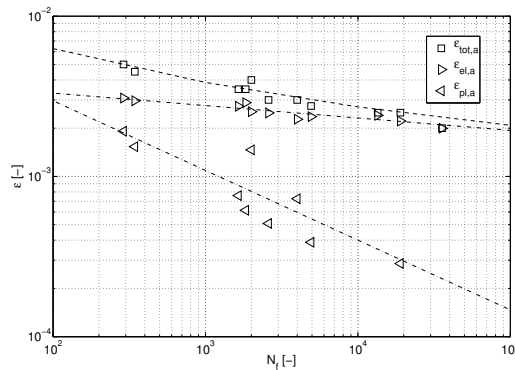


Abbildung 4.10: Manson-Coffin-Basquin Darstellung der LCF Versuche bei Raumtemperatur an AlSi8Cu3 SK

4.1.3 Diskussion

Für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND unter isothermer LCF Beanspruchung bei Raumtemperatur ist eine Beschreibung des Lebensdauerverhaltens mit den gezeigten Beziehungen gut möglich, wie die Abbildungen 4.3, 4.4 und 4.5 belegen. Daraus kann geschlossen werden, dass es für den Werkstoff AlSi8Cu3 ND unter diesen Bedingungen eine starke Korrelation der Schädigung mit den betrachteten Größen von mechanischer und plastischer

Dehnungsamplitude, sowie den dargestellten Schädigungsparameter nach Ostergren P_{Ost} und Smith-Watson-Topper P_{SWT} gibt.

Ebenso kann das Lebensdauerverhalten von AlSi8Cu3 SK unter isothermer LCF Beanspruchung bei Raumtemperatur beschrieben werden, wie in den Abbildungen 4.8, 4.9 und 4.10 gezeigt. Somit sind alle betrachteten Größen in gleichem Maße mit der Schädigung korreliert und das Schädigungsverhalten kann unter diesen Versuchsbedingungen nicht auf eine einzelne Größe zurückgeführt werden. Insbesondere der Schädigungsparameter P_{SWT} ermöglicht durch die Kombination von mechanischer Dehnungsamplitude und der Maximalspannung eine gute Beschreibung des Lebensdauerverhaltens. Gleichzeitig weist der Parameter nach Smith-Watson-Topper ein geringeres Streuband im Vergleich zum Parameter nach Ostergren P_{Ost} auf.

4.2 Thermisch-Mechanische Ermüdungsbeanspruchung

4.2.1 AlSi8Cu3 ND

Am Werkstoff AlSi8Cu3 ND im kaltausgelagerten Zustand T1 wurden totaldehnungs-geregelte TMF Out-of-Phase Versuche mit Maximaltemperaturen zwischen 175°C und 250°C durchgeführt. Die Versuche erfolgten jeweils mit Dehnungsbehinderungen von $K = 0,8$, $1,0$ und $1,2$. Es stellten sich mechanische Dehnungsamplituden zwischen $\varepsilon_{me,a} = 0,15\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,3\%$ ein. Die Haltezeit bei Maximaltemperatur betrug 60s.

Zyklisches Spannungs-Dehnungs- und Wechselverformungsverhalten

Abbildung 4.11 zeigt im linken Bild die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für das erste Lastspiel bei den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 200°C bei den verschiedenen Dehnungsbehinderungen. Im ersten Lastspiel werden mit ansteigender Temperatur Druckspannungen induziert. Dabei kommt es bei allen Versuchen zu plastischer Verformung. Die Minimalspannungen zwischen -125 MPa und -150 MPa werden bei Maximaltemperatur und gleichzeitiger minimaler Dehnung erreicht. Während der Haltezeit

kommt es bei allen Versuchen zu einem geringen Abbau der Druckspannungen durch Relaxation. Die Hysteresen bei $N_B/2$ zeigen höhere Maximalspannungen im Zugbereich bei Minimaltemperatur. Die plastische Verformung ist nach der Umlagerung bei $N = 1$ sehr gering ausgeprägt. Die während der Haltezeit relaxierenden Spannungen liegen auf vergleichbarem Niveau wie im ersten Lastspiel.

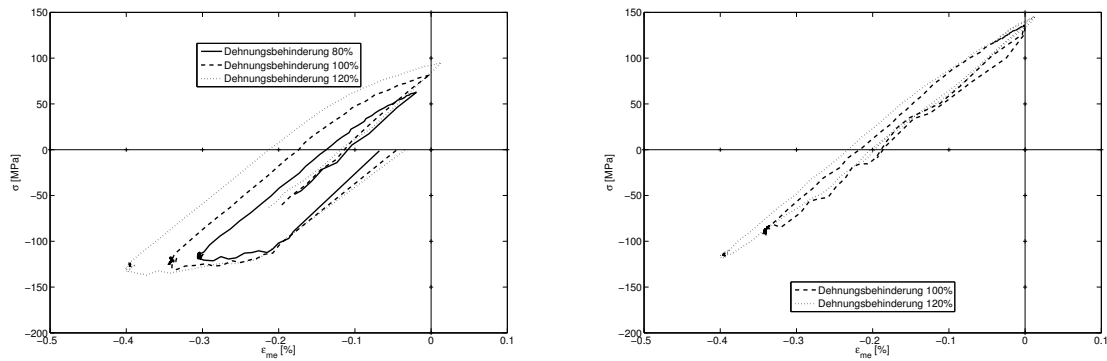


Abbildung 4.11: Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND mit einer Maximaltemperatur von 200°C

Im Vergleich dazu zeigt Abbildung 4.12 im linken Bild die Hysteresen im ersten Lastspiel für eine Maximaltemperatur von 225°C. Die Druckspannungen bei Maximaltemperatur liegen aufgrund der absolut größeren mechanischen Dehnungen, die bei 225°C erreicht werden, bei bis zu -150 MPa. Im ersten Lastspiel kommt es zu einer etwas ausgeprägteren Relaxation als bei 200°C. Die Hysteresen bei $N_B/2$ zeigen höhere Maximalspannungen im Zugbereich bei Minimaltemperatur und eine größere plastische Dehnungsamplitude als die Versuche bei 200°C. Die Relaxation während der Haltezeit bei Maximaltemperatur ist geringer als im ersten Lastspiel.

Abbildung 4.13 zeigt im linken Bild die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für das erste Lastspiel für einen Versuch mit einer Maximaltemperatur von 250°C. Während des Temperaturanstieges überschreitet die Spannung -150 MPa, um anschließend bis Maximaltemperatur dynamisch auf -125 MPa zu relaxieren. Während der Haltezeit bei Maximaltemperatur relaxieren die Spannungen auf -100 MPa und damit stärker als bei den niedrigeren Temperaturen. Die Hysterese bei $N_B/2$ weist eine vergleichbare Maximalspannung bei Minimaltemperatur auf. Die Minimalspannungen bei Maximaltemperatur liegen mit -100 MPa absolut niedriger als im ersten Lastspiel. Die Relaxation

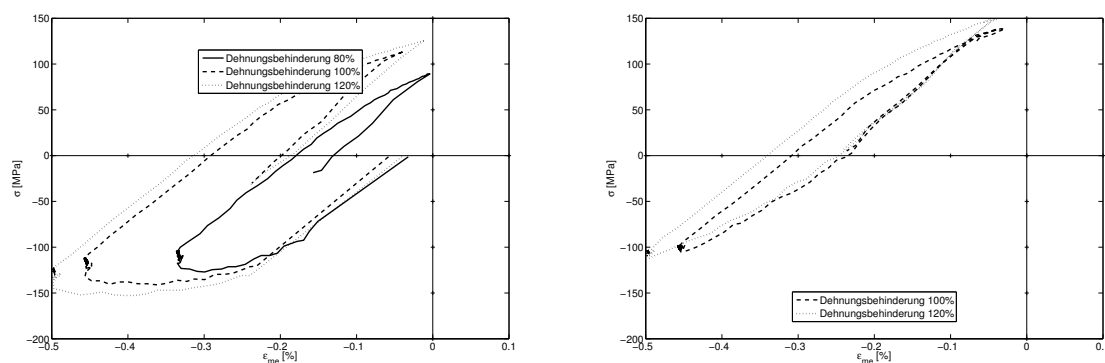


Abbildung 4.12: Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND mit einer Maximaltemperatur von 225°C

ist schwächer ausgeprägt. Im Vergleich zu den TMF Versuchen bei niedrigeren Maximaltemperaturen ist die plastische Dehnungsamplitude deutlich stärker ausgeprägt. Für alle TMF-Hysteresen gilt, dass sich von $N = 1$ bis $N_B/2$ höhere Zugspannungen bei Minimaltemperatur und sich entsprechend Zugmittelspannungen einstellen.

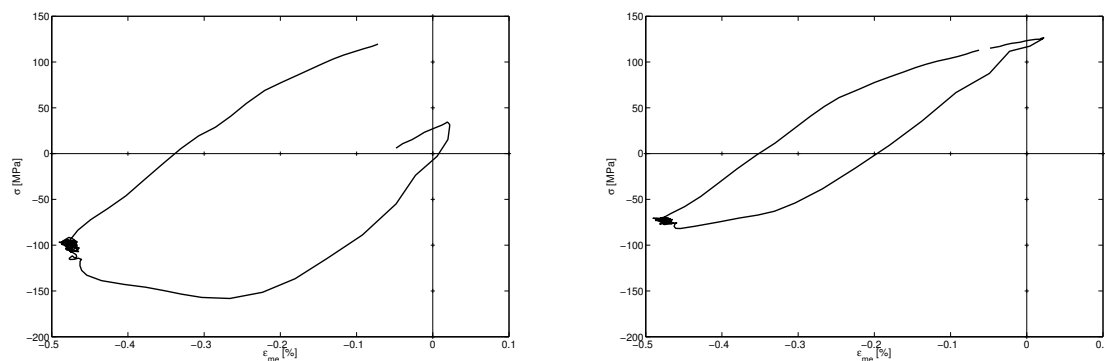


Abbildung 4.13: Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND mit einer Maximaltemperatur von 250°C

Der Verlauf der Maximal-, Minimal- und Mittelspannung (links) und der Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude (rechts) über die Lastspielzahl N ist für die TMF-OP Versuche mit einer Maximaltemperatur von 200°C in Abbildung 4.14 dargestellt. Die Minimalspannungen, die sich im ersten Lastspiel einstellen, werden über die Versuchslaufzeit in geringem Maße abgebaut. Die Spannungsmaxima sind bis zum Versuchsende nahezu konstant. Die Verläufe der plastischen Dehnungsamplituden über die Versuchslaufzeit

weisen im ersten Lastspiel ein ausgeprägtes Maximum auf. Die plastischen Dehnungsamplituden nehmen über Versuchslaufzeit ab, um in der Nähe der Bruchlastspielzahl wieder zuzunehmen.

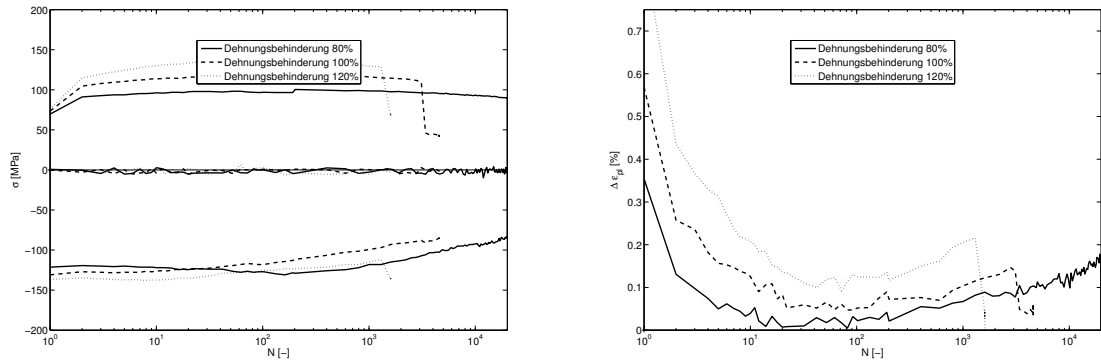


Abbildung 4.14: Wechselverformungskurven für TMF OP Versuche des Werkstoffes Al-Si8Cu3 ND bei Maximaltemperaturen von 200°C

Abbildung 4.15 zeigt die Wechselverformungskurven der Spannung (links) und der plastischen Dehnungsamplitude (rechts) für die Versuche mit 225°C Maximaltemperatur. Die Verläufe zeigen das gleiche Verhalten wie die TMF OP Versuche bei Maximaltemperaturen von 200°C. Die plastischen Dehnungsamplituden sind dabei deutlich größer.

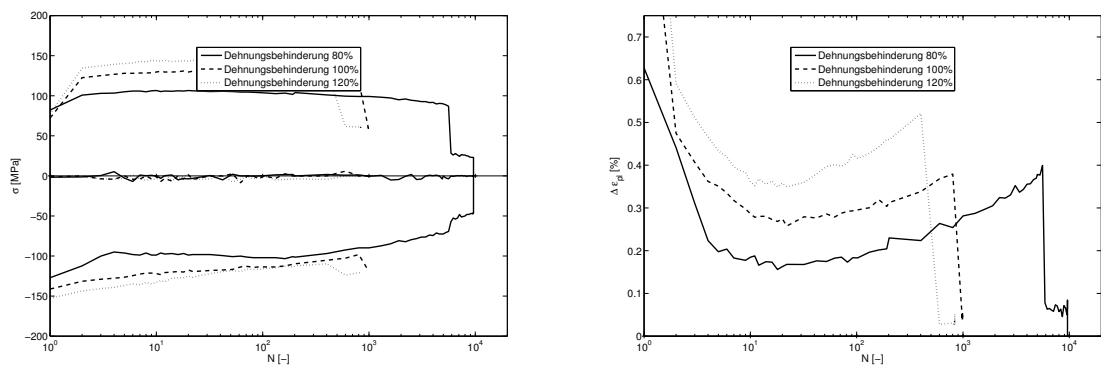


Abbildung 4.15: Wechselverformungskurven für TMF OP Versuche des Werkstoffes Al-Si8Cu3 ND bei Maximaltemperaturen von 225°C

Die Wechselverformungskurven für Maximaltemperaturen von 250°C bei einer Dehnungsbehinderung von 100% sind in Abbildung 4.16 gezeigt. Auch bei 250°C ergibt sich über der Versuchslaufzeit eine Abnahme der Minimal- und Maximalspannungen. Die Überalterung ist dabei nur in geringem Maße stärker ausgeprägt als bei 225°C.

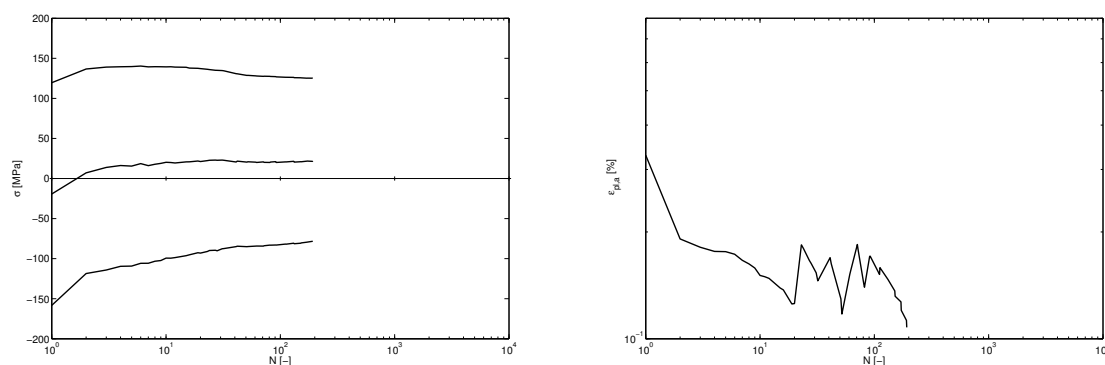


Abbildung 4.16: Wechselverformungskurven für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND bei Maximaltemperaturen von 250°C

Lebensdauerverhalten

Eine Anhebung der Maximaltemperatur im TMF OP Versuch führt im Allgemeinen zu einer Abnahme der Lebensdauer bei konstanter Dehnungsbehinderung. Die Anhebung der Dehnungsbehinderung bei konstanter Maximaltemperatur führt genauso zu einer Abnahme der Lebensdauer [47, 49].

Abbildung 4.17 zeigt eine Auftragung der Maximaltemperatur in den TMF-OP Versuchen an AlSi8Cu3 ND über der Bruchlastspielzahl. Die Versuchsergebnisse lassen sich für den untersuchten Lebensdauerbereich nicht durch eine einzelne Ausgleichsgerade annähern. Die Versuche mit den variierten Dehnungsbehinderungen $K = 0,8$, $K = 1,0$ und $K = 1,2$ zeigen einen deutlichen Einfluss auf die beobachteten Lebensdauern. Dabei wirkt eine Erhöhung der Dehnungsbehinderung durch den Anstieg der mechanischen Dehnungsamplitude immer lebensdauerverkürzend. Das Lebensdauerverhalten kann für jede Dehnungsbehinderung separat durch eine Lebensdauerlinie beschrieben werden, wie in der Abbildung eingezeichnet. Zwei Versuche erreichten die Grenzlastspielzahl von 20000 Temperaturzyklen. Diese Versuche sind mit Pfeilen gekennzeichnet.

In Abbildung 4.18 ist das Lebensdauerverhalten des Werkstoffes AlSi8Cu3 ND als Funktion der mechanischen (links) und der plastischen (rechts) Dehnungsamplitude bei halber Bruchlastspielzahl $N_B/2$ dargestellt. Mit der Zunahme der mechanischen Dehnungsamplitude geht eine Abnahme der Lebensdauer einher. Eine Beschreibung der Lebensdauer mit einer mechanischen Dehnungswöhlerlinie ist möglich. Die Darstellung der plastischen

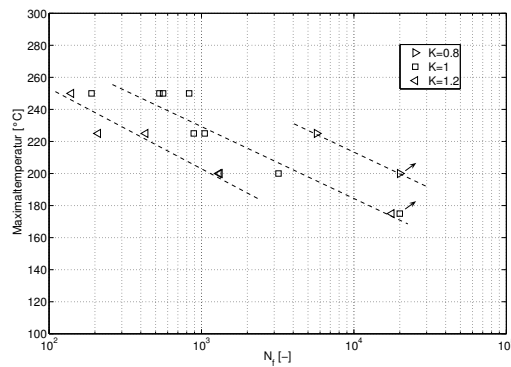


Abbildung 4.17: Maximaltemperatur über Lebensdauer der TMF Versuche an AlSi8Cu3 ND bei gleichzeitiger Variation der Dehnungsbehinderung K

Dehnungsamplitude über der Bruchlastspielzahl lässt keine Beschreibung des Lebensdauererhaltens zu, da sich keine eindeutige Relation ergibt.

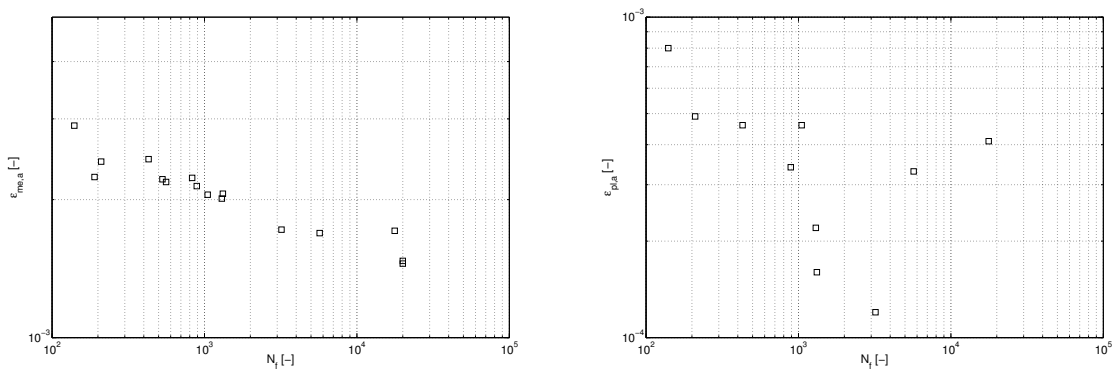


Abbildung 4.18: Wöhlerlinie der mechanischen Dehnung $N_B - \varepsilon_{me,a}$ (links) und Manson-Coffin Darstellung $N_B - \varepsilon_{pl,a}$ (rechts) der TMF Versuche AlSi8Cu3 ND

Abbildung 4.19 zeigt die Schädigungsparameter nach Ostergren (links) und Smith-Watson-Topper (rechts). Mit dem Parameter nach Ostergren ist keine Beschreibung des Lebensdauererhaltens möglich. Entsprechend der plastischen Dehnungsamplitude lässt auch dieses Maß der dissipierten Energie keine Beschreibung des Lebensdauererhaltens für die Legierung AlSi8Cu3 ND unter TMF Beanspruchung zu. Der Parameter nach Smith-Watson-Topper hingegen beschreibt das Lebensdauererhalten der TMF Versuche für alle Dehnungsbehinderungen und Maximaltemperaturen.

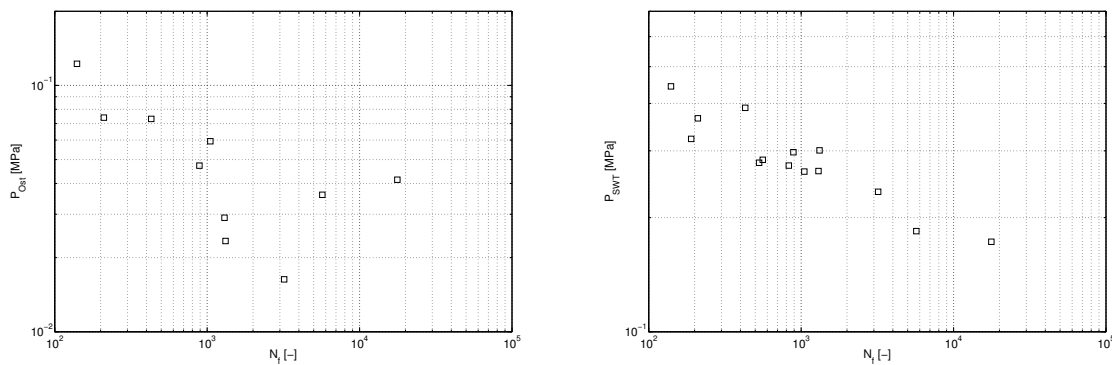


Abbildung 4.19: Darstellung der Schädigungsparameter nach Ostergren P_{Ost} (links) und Smith-Watson-Topper P_{SWT} (rechts) für die TMF Versuche AlSi8Cu3 ND

4.2.2 AlSi8Cu3 SK

Am Werkstoff AlSi8Cu3 SK im warmausgelagerten Zustand T5 wurden totaldehnungs-geregelte TMF Out-of-Phase Versuche mit den Maximaltemperaturen 200°C und 250°C durchgeführt. Die Versuche erfolgten bei mechanischen Dehnungsamplituden von $\varepsilon_{me,a} = 0,35\%$, $\varepsilon_{me,a} = 0,4\%$ und $\varepsilon_{me,a} = 0,45\%$. Die Haltezeit bei Maximaltemperatur betrug 60s .

Diese Versuchsführung wurde gewählt, um eine Korrelation zwischen Maximaltemperatur, mechanischer Dehnungsamplitude und plastischer Dehnungsamplitude zu vermeiden. Hieraus sollte eine bessere Kenntnis über die schädigungsbestimmenden Größen gewonnen werden.

Zyklisches Spannungs-Dehnungs- und Wechselverformungsverhalten

Abbildung 4.20 zeigt im linken Bild die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für das erste Lastspiel bei den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 200°C für die verschiedenen mechanischen Dehnungsamplituden. Für das erste Lastspiel werden mit der ansteigenden Temperatur Druckspannungen induziert. Dabei kommt es bei allen Versuchen zu einer starken plastischen Verformung. Die Minimalspannungen zwischen -150 MPa und -200 MPa werden bei Maximaltemperatur und gleichzeitiger minimaler Dehnung erreicht.

Während der Haltezeit kommt es bei allen Versuchen zu einem vergleichbaren Abbau der Druckspannungen durch Relaxation. Die Hysteresen bei $N_B/2$ zeigen leicht höhere Maximalspannungen im Zugbereich bei Minimaltemperatur. Im Bereich der plastischen Verformung zeigt sich eine geringe Verfestigung gegenüber den Hysteresen bei $N = 1$. Die während der Haltezeit relaxierenden Spannungen liegen auf vergleichbarem Niveau wie im ersten Lastspiel.

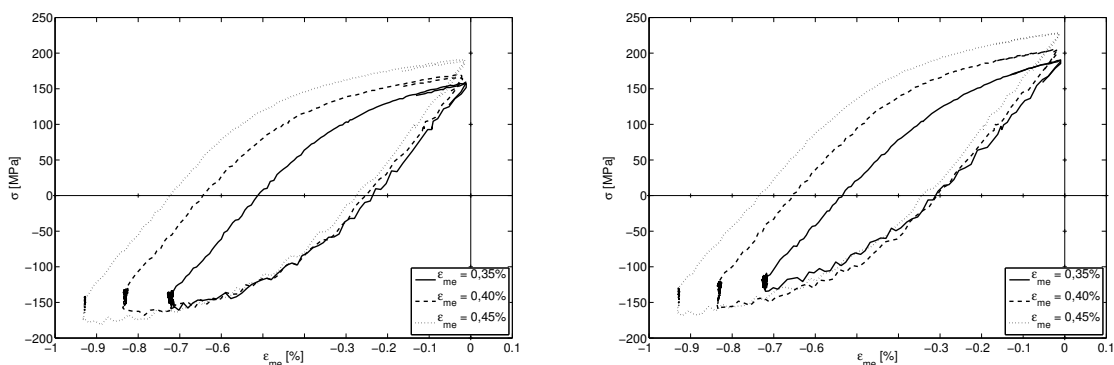


Abbildung 4.20: Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK mit einer Maximaltemperatur von 200°C

Abbildung 4.21 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N_B/2$ (rechts) bei den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 250°C für die verschiedenen mechanischen Dehnungsamplituden. Im ersten Lastspiel werden aufgrund der stärkeren dynamischen Relaxation im Vergleich zu den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 200°C geringere Minimalspannungen zwischen ca. -100 und -140 MPa induziert. Die Spannungsrelaxation liegt auf vergleichbarem Niveau wie bei den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 200°C. Dies kann auf das geringere Druckspannungsniveau bei gleichzeitig höherem Temperaturniveau zurückgeführt werden, das zu einem vergleichbarem Betrag der relaxierten Spannungen während der Haltezeit führt. Die Hysteresen bei $N_B/2$ weisen einen leichten Mittelspannungsaufbau auf, der über die Versuchslaufzeit erhöhte Maximalspannungen bei Minimaltemperatur und reduzierte Minimalspannungen bei Maximaltemperatur erklärt werden kann. Im Bereich der plastischen Zug- und Druckverformungen weisen die Hysteresen eine geringere Steigung des Spannungs-Dehnungsverlaufes und damit eine geringere Verfestigung gegenüber den Hysteresen bei 200°C auf.

Der Versuch bei einer mechanischen Dehnungsamplitude von $\varepsilon_{me,a} = 0,4\%$ liegt auf ei-

nem erhöhtem Spannungsniveau mit höheren induzierten Maximalspannungen, die auch während des Versuches nicht auf das Niveau der anderen Versuche abfallen.

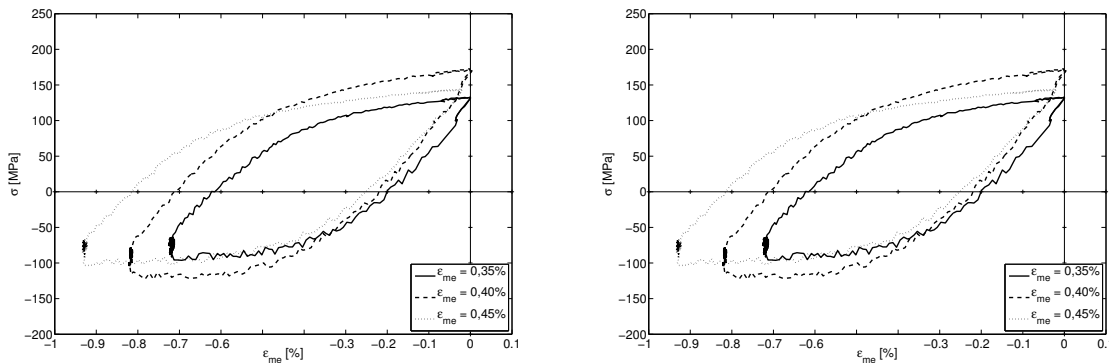


Abbildung 4.21: Hysteresen für $N = 1$ (links) und $N = N_B/2$ (rechts) für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK mit einer Maximaltemperatur von 250°C

Der Verlauf der Maximal-, Minimal- und Mittelspannung (links) und der Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude (rechts) über die Lastspielzahl N ist für die TMF-OP Versuche mit einer Maximaltemperatur von 200°C in Abbildung 4.22 dargestellt. Die Minimalspannungen, die sich im ersten Lastspiel einstellen, werden über die Versuchslaufzeit in geringem Maße abgebaut. Die Spannungsmaxima nehmen bis zum Versuchsende zu. Nur bei dem Versuch mit der geringsten mechanischen Dehnungsamplitude ergibt sich ein Maximum der Maximalspannung bei ca. 100 Lastwechseln, die bis zum Versuchsende dann leicht abnimmt.

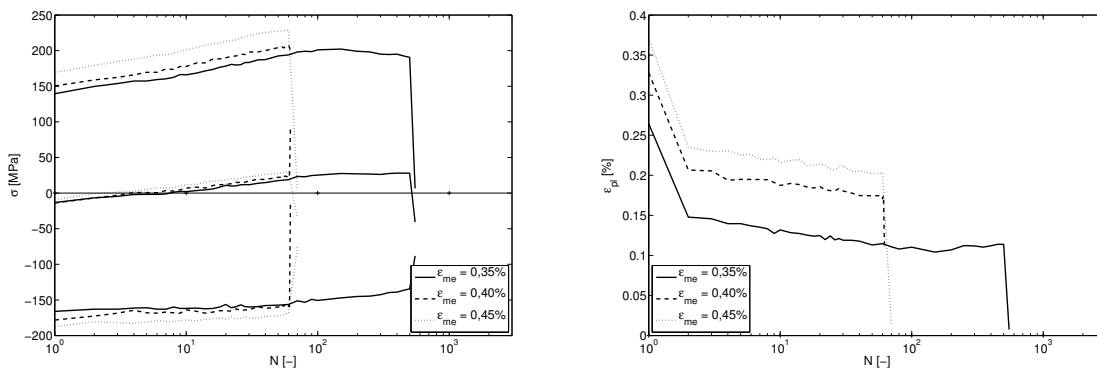


Abbildung 4.22: Wechselverformungskurven für TMF OP Versuche des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK bei Maximaltemperaturen von 200°C

Die Verläufe der plastischen Dehnungsamplituden über die Versuchslaufzeit weisen im

ersten Lastspiel ein ausgeprägtes Maximum auf. Die plastischen Dehnungsamplituden nehmen über die Versuchslaufzeit in geringem Maße ab. Nur der Versuch mit der geringsten mechanischen Dehnungsamplitude weist erwartungsgemäß analog zu den Maximalspannungen ein Minimum der plastischen Dehnungsamplitude und einen sich anschließenden leichten Anstieg bis zum Versuchsende auf.

In Abbildung 4.23 ist der Verlauf der Spannungen (links) und der plastischen Dehnungsamplitude (rechts) für die Versuche mit einer Maximaltemperatur von 250°C dargestellt. Bei der Maximaltemperatur von 250°C weist der Werkstoff im Vergleich zu den Versuchen mit einer Maximaltemperatur von 200°C geringere Maximal- und Minimalspannungen auf. Die Entfestigung aufgrund der Alterung tritt bereits im ersten Zyklus auf, wodurch das Wechselverformungsverhalten über die Versuchslaufzeit stabil ist.

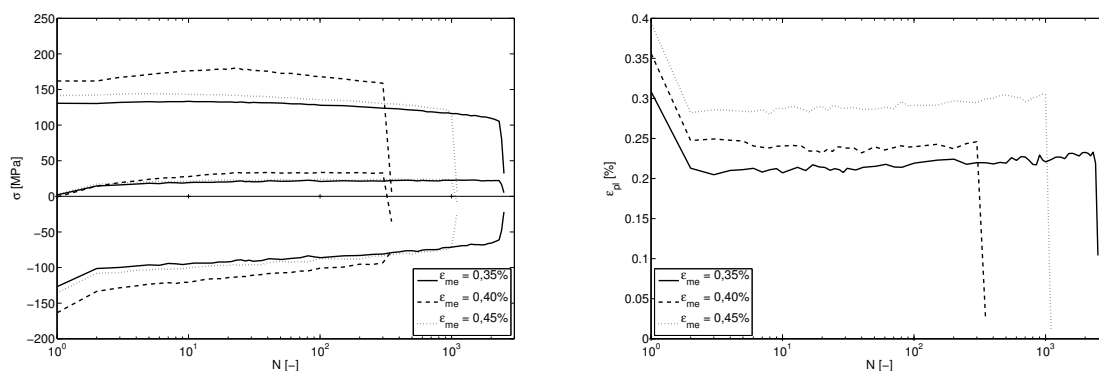


Abbildung 4.23: Wechselverformungskurven für TMF OP Versuche des Werkstoffes Al-Si8Cu3 SK bei Maximaltemperaturen von 250°C

Lebensdauerverhalten

Abbildung 4.24 zeigt eine Temperatur-Lebensdauerkurve für die TMF Versuche an Al-Si8Cu3 SK. Die unterschiedliche Maximaltemperatur der TMF Versuche wird durch die Form der Datenpunkte wiedergegeben: Die Rechtecke zeigen die Versuche mit einer Maximaltemperatur von 200°C und die Dreiecke die Versuche mit einer Maximaltemperatur von 250°C. Eine Beschreibung des Lebensdauerhaltens mittels der Temperaturwöhlerkurve ist nicht möglich.

Das Lebensdauerverhalten des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK in Abhängigkeit der mechanischen und der plastischen Dehnungsamplitude ist in Abbildung 4.25 gezeigt. Mit der

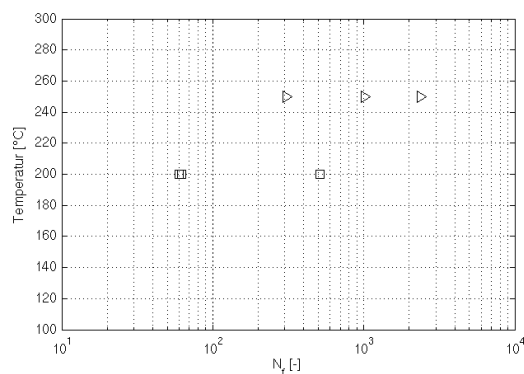


Abbildung 4.24: Darstellung der Maximaltempepratur über der Lebensdauer für die TMF Versuche an AlSi8Cu3 SK

Erhöhung der Maximaltemperatur geht eine Erhöhung der Lebensdauer bei gleicher mechanischer Dehnungsamplitude einher. Dadurch ergibt sich keine gemeinsame Abhängigkeit der Lebensdauer von der mechanischen Dehnungsamplitude für die unterschiedlichen Maximaltemperaturen. Es ergibt sich eine getrennte Abhängigkeit der Lebensdauer von der mechanischen Dehnungsamplitude für die unterschiedlichen Maximaltemperaturen. Die bei höherer Maximaltemperatur aufgrund der geringeren Festigkeit bei Maximaltemperatur und leichten Entfestigung über die Versuchslaufzeit deutlich erhöhten plastischen Dehnungsamplituden führen zu keiner Verminderung der Lebensdauer.

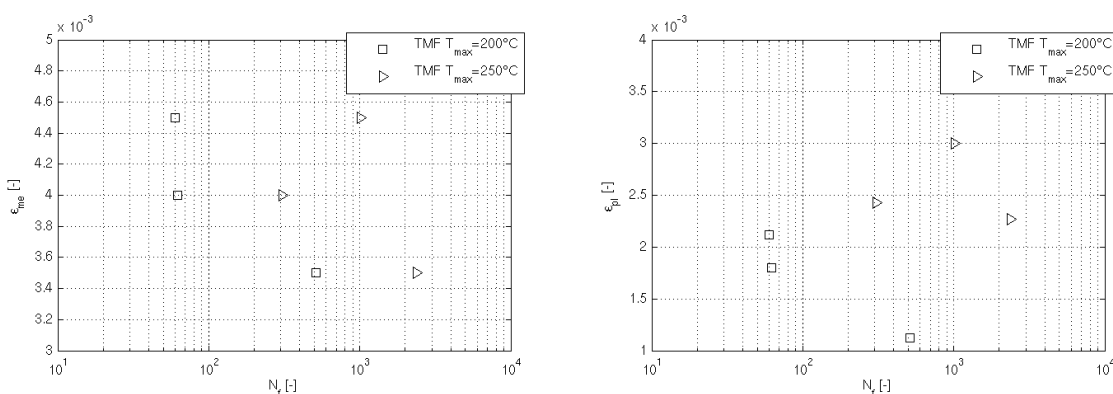


Abbildung 4.25: Mechanischen Dehnungsamplitude über Lebensdauer $N_B - \epsilon_{me,a}$ (links) und Manson-Coffin Darstellung $N_B - \epsilon_{pl,a}$ (rechts) der TMF Versuche AlSi8Cu3 SK

Da keine Beschreibung der Lebensdauer durch mechanische oder plastische Dehnung oder die Temperatur möglich ist, zeigt Abbildung 4.26 die Schädigungsparameter nach Ostergren und Smith-Watson-Topper. Mit dem Parameter nach Ostergren ist keine

Beschreibung des Lebensdauerverhaltens möglich. Der Parameter nach Smith-Watson-Topper hingegen lässt eine erste Beschreibung des Lebensdauerverhaltens der TMF Versuche mit unterschiedlichen Maximaltemperaturen, aber identischen mechanischen Dehnungsamplituden zu.

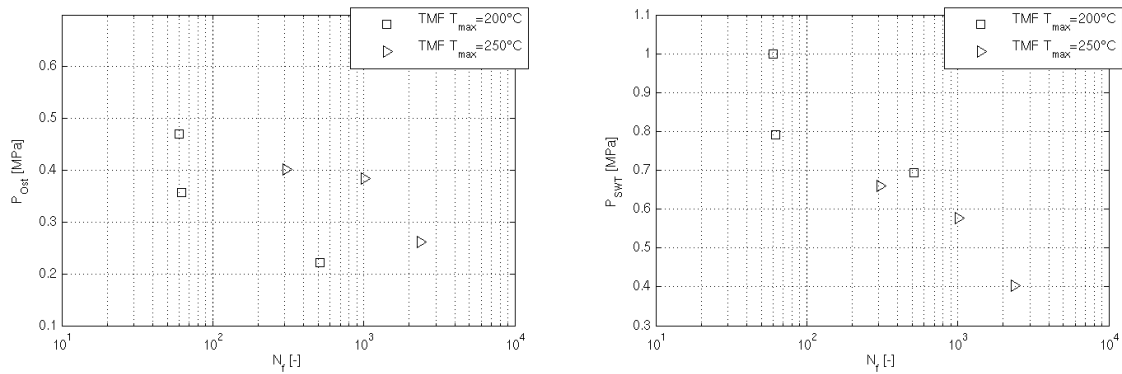


Abbildung 4.26: Darstellung der Schädigungsparameter nach Ostergren P_{Ost} (links) und Smith-Watson-Topper P_{SWT} (rechts) für die TMF Versuche AlSi8Cu3 SK

4.2.3 Schädigungsentwicklung unter TMF- und Thermoschockbeanspruchung im Motordauerlauf

Orte der Schädigung bei TMF Beanspruchung

Henne [60] und Luft [158] untersuchen im Detail die Anrissbildung und Rissausbreitung unter TMF und TMF/HCF Beanspruchung für die Legierungen AlSi10Mg, AlSi5Cu3 und AlSi7Mg. In den Beobachtungen tritt die Rissinitierung bevorzugt in der Grenzfläche zwischen Al-Mischkristall und Si-Phase auf. Auf atomarer Ebene wird die Belastbarkeit dieser Grenzfläche von Ward et al. [159] simuliert. Eine Mesoskalen-Modellierung der Gefügestruktur unter thermisch-mechanischer Belastung deutet darauf hin, dass es an den Al-Si-Grenzflächen zu Spannungskonzentrationen kommt. Die Modellbildung erfolgte durch eine Vernetzung von lichtmikroskopischen Schliffen, welche mit Hilfe einer Bilderkennung in zweidimensionale FE-Netze umgesetzt wurden. Für die Kennwerte der verschiedenen Phasen wurden Werte aus der Literatur herangezogen. Abbildung 4.27 zeigt das Schliffbild (links) und das Netz des zugehörigen FE-Modells (rechts).

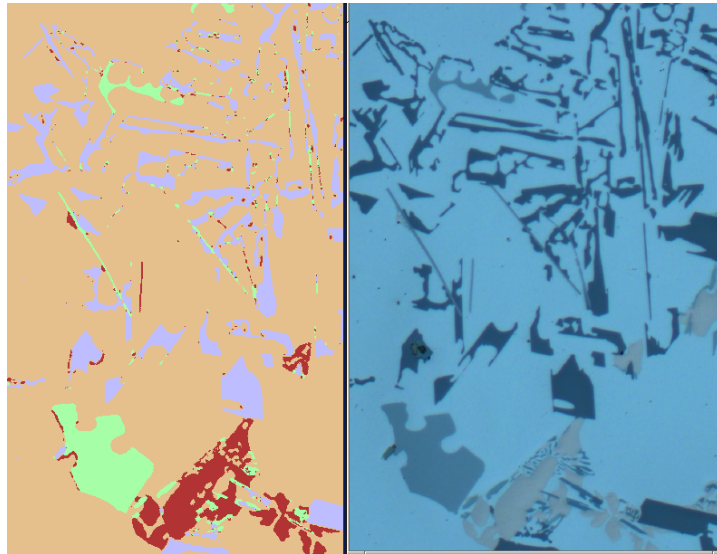


Abbildung 4.27: Schliff (links) und Netz des zugehörigen FE-Modells (rechts)

In Abbildung 4.28 ist die Von Mises Spannungsverteilung bei thermischer Belastung dargestellt. Man erkennt, dass es vor allem in den Bereichen um grössere Si-Partikel zu stark erhöhten Spannungen kommt. Eisen und Kupferphasen führen bei thermischer Beanspruchung nur zu geringen Spannungsüberhöhungen. Die Konzentration der Spannung an den größeren Si-Partikeln kann zum einen auf die Unterschiede der elastischen Eigenschaften, vor allem jedoch auf die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten zurückgeführt werden [52]. Bei TMF Belastung kommt es so zu erhöhten Mikrospannungen mit jedem thermischen Zyklus und damit zu der beobachteten bevorzugten Rissinitiierung.

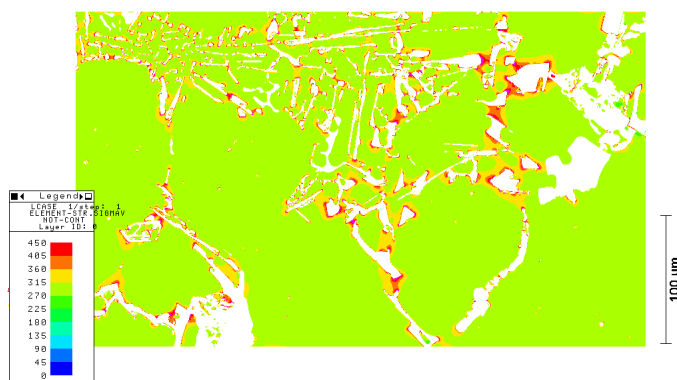


Abbildung 4.28: Spannungsverteilung bei thermischer Belastung im Gefüge

Vergleich der Schädigung im TMF Versuch zur Schädigung im Motorversuch

Um die Übertragbarkeit des thermisch-mechanischen Schädigungsverhaltens von der einachsigen homogen beanspruchten Probe im TMF Versuch auf das Bauteil mit gradientenbehafteter thermisch-mechanischer Beanspruchungssituation zu prüfen, werden im folgenden Gefügeuntersuchungen geschädigter Proben und Bauteile gezeigt.

Abbildung 4.29 zeigt im linken Bild den Risspfad der Legierung AlSi8Cu3 ND in einer Probe nach einem TMF-Versuch. Oberflächennah erkennt man eine deutliche Zerrüttung des Gefüges. Es kommt zu Brüchen der eutektischen Phasen und zu einem interdendritischen Rissfortschritt entlang der Phasengrenzen und der gebrochenen Phasen. Abbildung 4.29 zeigt den Risspfad der Legierung AlSi8Cu3 ND im ZK nach einem

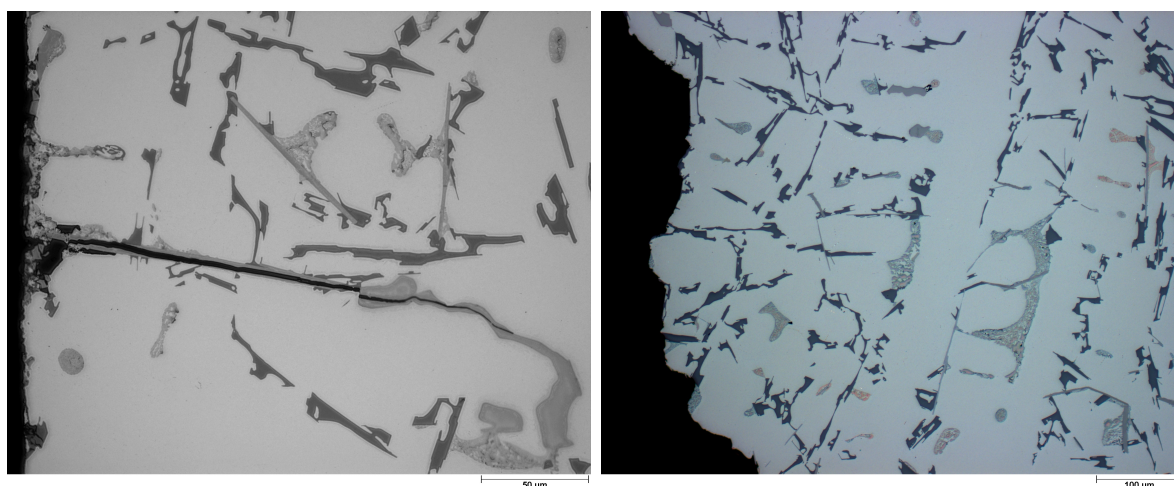


Abbildung 4.29: Rissfront (jeweils links im Bild) in der Legierung AlSi8Cu3 ND im TMF Versuch (links) und im ZK nach Thermoschockdauerlauf (rechts)

Thermoschockdauerlauf im rechten Bild. Das Erscheinungsbild des Rissverlaufes zeigt die gleichen Merkmale wie in der TMF Versuchsprobe. Der Riss verläuft ebenso entlang der Phasengrenzen in den interdendritischen Bereichen.

In Abbildung 4.30 ist der Risspfad im ZK aus der Legierung AlSi8Cu3 SK in einem Thermoschockdauerlauf gezeigt. Es zeigen sich wieder die gleichen Merkmale des Rissausbreitungsverhaltens.

Henne zeigt in seiner Arbeit [49] mikrostrukturelle Untersuchungen von TMF und überlagerten TMF/HCF Versuchen, wie in Abbildung 4.31 im linken Bild gezeigt. Abbildung

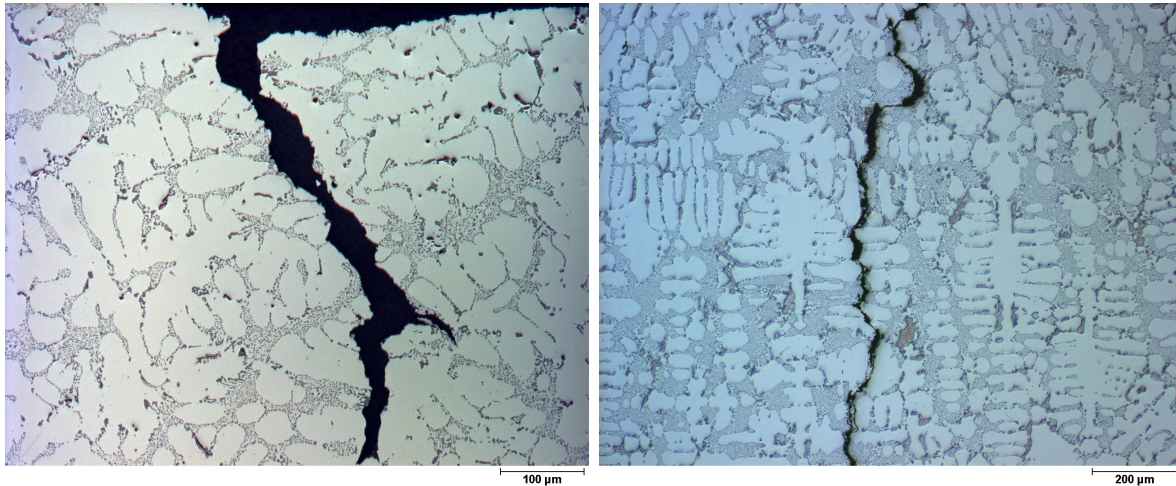


Abbildung 4.30: Rissverlauf in einer Probe nach TMF Versuch (links) und in einem ZK nach Thermoschockdauerlauf (rechts) der Legierung AlSi8Cu3 SK

4.31 zeigt im rechten Bild die Schädigung in einem Zylinderkopf nach einem Thermoschockdauerlauf. Der Einlass-Auslasssteg zeigte Anzeichen plastischer Verformung, jedoch keinen makroskopischen Anriss. In metallographischen Untersuchungen wurden Mikrorisse im intradentritischen Bereich gefunden, auch knapp unter der Oberfläche. Die Mikrorisse treten an den Phasengrenzen der Si-Kristalle zum Al-MK auf.

4.2.4 Diskussion

Das Lebensdauerverhalten der Legierung AlSi8Cu3 ND lässt sich bei den untersuchten TMF- Beanspruchungen mit drei Dehnungsbehinderungen nicht durch eine einzelne Ausgleichsgerade beschreiben, wie in Abbildung 4.17 gezeigt. Wie Abbildung 4.18 und Abbildung 4.19 belegen, ist eine Beschreibung des Lebensdauerverhaltens sowohl durch die mechanische Dehnungsamplitude und den Schädigungsparameter nach Smith-Watson-Topper gut möglich. Für beide Darstellungen lässt sich das Lebensdauerverhalten jeweils mit einer Ausgleichsgeraden zusammenfassen.

Für den Werkstoff AlSi8Cu3 SK weist die beste Beschreibung der Lebensdauer durch den Parameter von Smith-Watson-Topper (Abbildung 4.26) darauf hin, dass die induzierte Spannung und die damit verbundene Dehnungsenergiedichte maßgebliche Einflussgrößen der Schädigung unter TMF-OP-Beanspruchung sind. Durch die Versuchsführung mit getrennter Variation der Maximaltemperatur, der mechanischen Dehnungsamplitu-

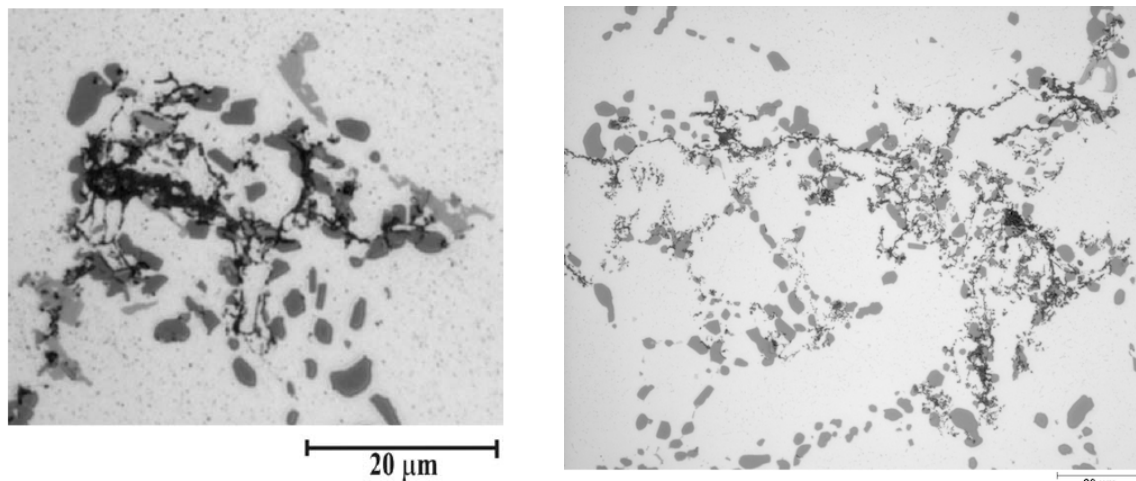


Abbildung 4.31: Längsschliff durch die Messstrecke nach einem TMF Versuch (links) [49] und Schliff im Einlass-Auslassventilsteg des Zylinderkopfes nach einem Thermoschockdauerlauf (rechts)

de bei sich ergebender Dehnungsbehinderung sind auch keine Ausgleichsgeraden zur Beschreibung des Lebensdauerungsverhaltens in der Auftragung der Maximaltemperatur über Bruchlastspielzahl mehr möglich.

Aus den Ergebnissen der TMF-Versuche mit Maximaltemperaturen von $T_{MAX} = 200^{\circ}\text{C}$ und 250°C kann geschlossen werden, dass der Al-Si Gusswerkstoff AlSi8Cu3 SK kein ausgeprägtes Potential zur plastischen Verfestigung auf der Mikroebene durch Bildung von stabilen Versetzungsstrukturen aufweist. Dadurch kommt es zu keinem deutlichen Beitrag von Mikrospannungen zu den induzierten Makrospannungen. Dies steht im Gegensatz zu einer LCF-Beanspruchung bei Raumtemperatur, wodurch die Möglichkeit zum Aufbau von Versetzungsstrukturen und dadurch entstehenden Mikrospannungen, ein Beitrag zur Schädigung an sekundären Phasen im Gefüge möglich wird. Hingegen kommt es unter thermisch wechselnder Beanspruchung zu einer zusätzlichen Beanspruchung in der Grenzfläche zwischen den eutektischen Silizium-Kristallen und der Aluminium-Matrix aufgrund des starken Unterschiedes im Koeffizienten der thermischen Ausdehnung zwischen Aluminium-Matrix und Silizium [49, 52].

Ausgehend von dieser Beobachtung wurde das Lebensdauerverhalten unter TMF-Beanspruchung durch einen Schädigungsparameter auf Energiebasis modelliert [160, 161], ähnlich dem Vorschlag von Dowling in [162]. Das zyklische J-Integral zur Beschreibung der Lebensdauer an Werkstoffen, die ein ausgeprägtes Kurzrissswachstum aufweisen, wird dabei

durch die Summe aus elastischer W_e und plastischer Energie W_p im Zyklus beschrieben:

$$\Delta J = f_1 W_e + W_p \quad (4.3)$$

Mit f_1 als zwischen elastischer W_e und plastischer Energie W_p gewichtender Materialkonstante. Die elastische Energie wird durch den Zusammenhang

$$W_e = \frac{\sigma_{MAX}^2}{2E} \quad (4.4)$$

beschrieben. In [87] wird vorgeschlagen, die plastisch dissipierte Energie im Zyklus zur Beschreibung des Lebensdauerverhaltens zu verwenden, entsprechend wird sie als

$$W_p = \int \sigma \cdot \dot{\epsilon} dt \quad (4.5)$$

berechnet. In Abbildung 4.32 sind die zur elastischen und plastisch, dissipierten Energie gehörigen Flächen beispielhaft für eine Hysterese dargestellt. Von Amiable et al. wird ein vergleichbares Lebensdauermodell für mehrachsige Belastungszustände vorgeschlagen [163, 164]. Dabei wird für die elastische Energie ein Ausdruck der hydrostatischen Spannung gebraucht.

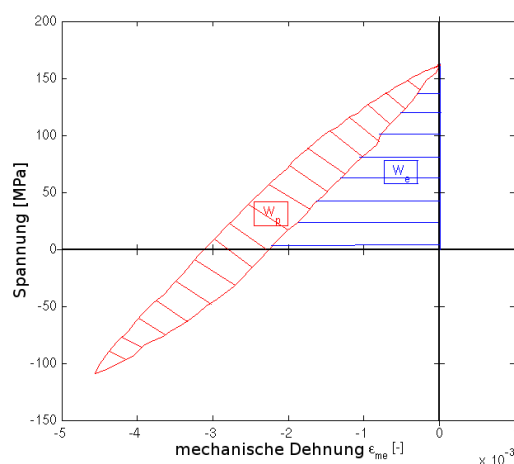


Abbildung 4.32: Darstellung der elastischen W_e und plastisch dissipierten Energie W_p

Der Parameter fasst die zur Rissinitiierung beitragende plastische Energie mit der elastischen Energie, welche das Mikrorisswachstum treibt, zusammen. Damit wird, wie in

Abbildung 4.33 zeigt, eine Beschreibung des Lebensdauerverhaltens für die TMF Versuche an AlSi8Cu3 SK bei verschiedenen mechanischen Dehnungsamplituden möglich.

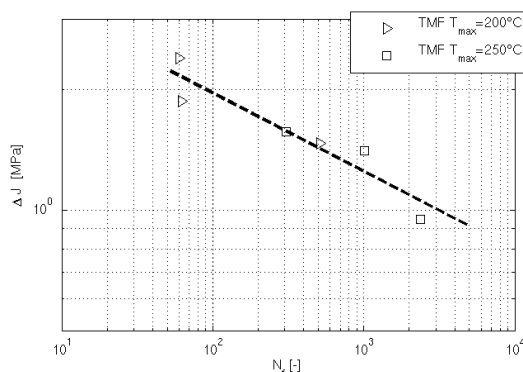


Abbildung 4.33: Schädigungsparameter auf Basis des zyklischen J-Integrals für TMF Versuche an AlSi8Cu3 SK

In Abbildung 4.34 sind zusätzlich die LCF Versuche bei Raumtemperatur eingetragen. Dabei erfolgte keine neue Anpassung der dargestellten Regressionsgerade. Die LCF-Versuche liegen in einem Streuband mit den TMF Versuchen. Eine gemeinsame Regression könnte das Lebensdauerverhalten etwas besser beschreiben. Es soll jedoch nur dargestellt werden, dass die dissipierte Energie und maßgeblich die induzierte Spannung für die lebensdauerbestimmende Schädigung verantwortlich sind. Dabei kann das Verhältnis des Schädigungsbeitrages zwischen plastisch dissipierter Energie und induzierter Spannung zwischen TMF- und LCF-Beanspruchung bei RT unterschiedlich sein, da die Legierung AlSi8Cu3 SK bei isothermer Raumtemperaturbeanspruchung eine stärkere Verfestigung auf der Mikroebene und daraus einen stärkeren Beitrag der Mikrospannungen zur Schädigung aufweisen kann, was eine Verschiebung der Ausgleichsgeraden zu etwas kleineren Bruchlastspielzahlen nahe legt.

Die komplexe Wechselwirkung aus Alterung, Temperatur, Rissinitiierung und Risswachstum macht es erforderlich, dass die Übertragbarkeit und Anwendung der Modellansätze zu Lebensdauerbeschreibung selbst zwischen unterschiedlichen Al-Si-Gusslegierungen in jedem Fall überprüft wird.

Die mikrostrukturellen Untersuchungen in Abschnitt 4.2.3 zusammenfassend kann für die Schädigung in den TMF-Proben, als auch für die Risse in den ZK gesagt werden, dass sich der Riss sowohl bei der Initiierung als auch beim Wachstum die schwächsten Stellen im Gefüge sucht. Dies sind in der Regel Phasengrenzen zwischen α - und β - Mischkristal-

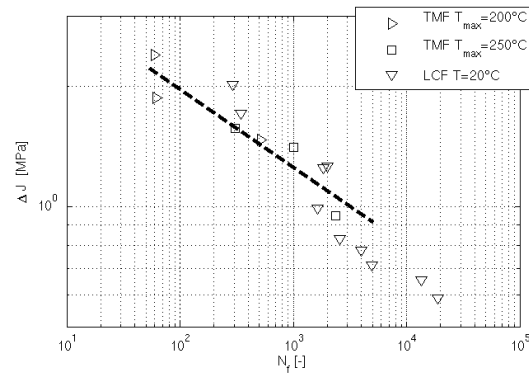


Abbildung 4.34: Schädigungsparameter auf Basis des zyklischen J-Integrals für TMF- und isotherme LCF-Versuche an AlSi8Cu3 SK

len und Phasengrenzen entlang und innerhalb eutektischer Bereiche. Größere homogene Mischkristallgebiete (meist α -MK) werden in der Regel umgangen und nur im Einzelfall durchtrennt. Kleinere Mischkristallbereiche (meist β -MK) dagegen können je nach Lage zum Risspfad auch leicht durchtrennt werden. Insgesamt entsteht dadurch ein relativ stark zerklüfteter und nicht geradliniger Risspfad. Die Gesamtheit der Aufnahmen zeigt das typische Erscheinungsbild thermomechanischer Risse bei untereutektoiden Aluminiumgusslegierungen.

4.3 Warmauslagerungsversuche

4.3.1 Härteänderungen der Legierung AlSi8Cu3 ND

An jedem Probestück der kaltausgehärteten Legierung AlSi8Cu3 ND T1 wurden fünf Härtemessungen vorgenommen. Dabei ergibt sich ein mittlerer Härtewert von 102 HB und eine hohe Streuung der Härtewerte von ± 8 HB. Nach Auslagerung nimmt die Streuung für sehr stark überalterte Zustände bis auf ± 1 HB ab. Die große Streuung im Anfangszustand kann auf die im Bauteil lokal unterschiedlichen Abkühlbedingungen aus dem Gießprozess zurückgeführt werden, wodurch der Anteil lokal im Mischkristall gelöster Legierungselemente über das Bauteil variiert. Im weiteren Verlauf führt die anschließende Kaltauslagerung je nach lokalen Startbedingungen an gelösten Ausscheidungs bildern zu einer anderen Festigkeit im Ausgangszustand.

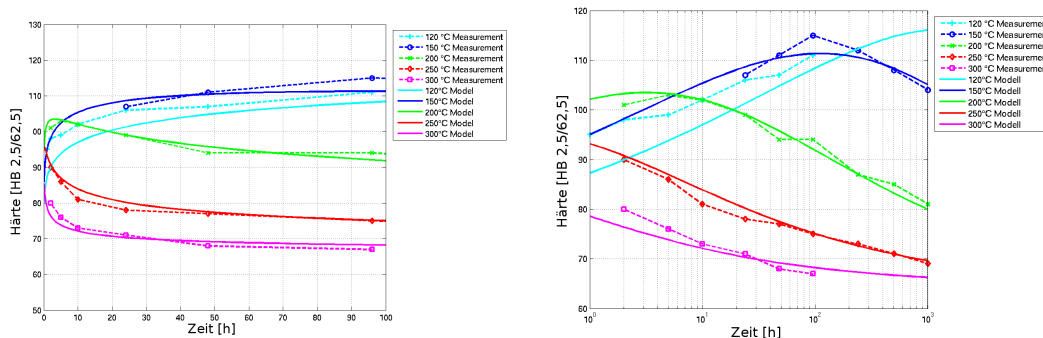


Abbildung 4.35: Härte von AlSi8Cu3 ND T1 für unterschiedliche Alterungstemperaturen und -zeiten in linearer (links) und logarithmischer (rechts) Zeitauftragung

Abbildung 4.35 zeigt die arithmetischen Mittelwerte von jeweils fünf Härtemessungen für Auslagerungstemperaturen zwischen 120 °C und 300 °C und Auslagerungszeiten zwischen 1 h und 1008 h. Bei Auslagerungstemperaturen zwischen 120 °C und 200 °C tritt ein Härteanstieg bis zu einer mittleren Härte von 122 HB auf. Für die Auslagerungstemperaturen 120 °C und 150 °C tritt kein Härteabfall auf. Bei 200 °C tritt bei 10h Auslagerungszeit ein Härtemaximum von 102 HB auf, bei weiterer Auslagerung tritt ein Härteabfall auf. Bei 250 °C und 300 °C Auslagerungstemperatur wird in den Messungen kein Härtemaximum mehr beobachtet. Es treten bereits bei kurzen Auslagerungszeiten signifikante Härteabfälle auf. Für 300 °C Auslagerungstemperatur ist der Werkstoff nach 10h mit einem Härteniveau von 73 HB bereits stark überaltert.

Die Härtewerte lassen sich gut mit dem in Abschnitt 2.2.4 vorgestellten Modell nach Shercliff und Ashby [39, 43]

$$H(T, t) = H_i + H_{ss} + H_{ppt} \quad (4.6)$$

zur Beschreibung des zeit- und temperaturabhängigen Alterungsverhaltens ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen beschreiben. Für die Bestimmung der Modellparameter wurden die in [43] vorgestellten Methoden in Kombination mit einer Optimierung auf Basis der Fehlerquadratmethode verwendet, siehe Abschnitt 2.4. Die Implementierung des Alterungsmodells erfolgte wie in [165] beschrieben.

4.3.2 Härteprüfung an gelaufenen Zylinderköpfen

Basierend auf den in Abschnitt 4.3.1 ermittelten Zusammenhängen wurde die lokal auftretende Härteverteilung in einem Zylinderkopf simuliert. Die Simulationsergebnisse wurden anschließend den an gelaufenen Zylinderköpfen gemessenen Härtewerten gegenübergestellt. Für die Simulation der Härteverteilung wurden die Zeiten maximaler Temperaturen während des Thermoschockdauerlaufs akkumuliert und als Eingangsgrößen für das Modell nach Shercliff und Ashby verwendet. Abbildung 4.36 zeigt die simulierte lokale Härteverteilung auf der Brennraumseite des Zylinderkopfes.

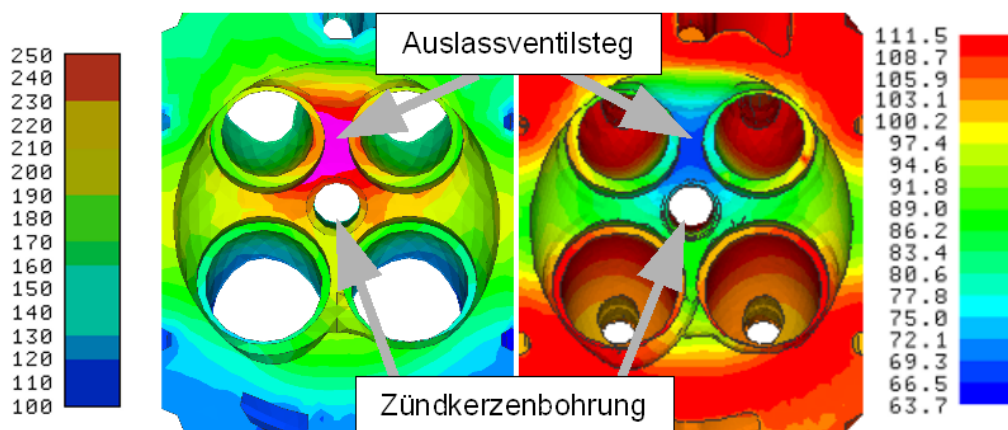


Abbildung 4.36: Temperaturverteilung (links) und simulierte Härteverteilung (rechts) im Zylinderkopf nach einem Thermoschockdauerlauf

In den Bereichen des Zylinderkopfes mit Temperaturen von 100 - 150°C kommt es zu Härteanstiegen bis zu Mittelwerten von 111 HB.

In Abbildung 4.37 sind die gemessenen Härtewerte auf dem Ventilstege nach dem absolvierten Dauerlauf zu sehen. Es zeigt sich eine Abnahme der Härtewerte Richtung Brennraummitte, zur Zündkerzenbohrung (unten im Bild). Dabei wird das lokale Härteminimum im Auslass-Auslassventilsteg erreicht. An diesem Ort treten auch die höchsten Temperaturen im Brennraumbereich auf, was zu einer schnellen und deutlichen Überalterung führt. Die Härtewerte in kälteren Bereichen des Ventilstege verändern sich gegenüber der Anfangshärte nicht.

Die gemessenen Härtewerte wurden dem Ergebnis der simulierten Härteverteilung gegenübergestellt und es zeigt sich generell eine gute Übereinstimmung. Nur lokal in der Nähe der Risse im Zündkerzenbereich, wo 59 HB gemessen wurden, zeigt die Simulation

eine Härte von 65 HB, wie Abbildung 4.37 im Vergleich zu Abbildung 4.36 zeigt.

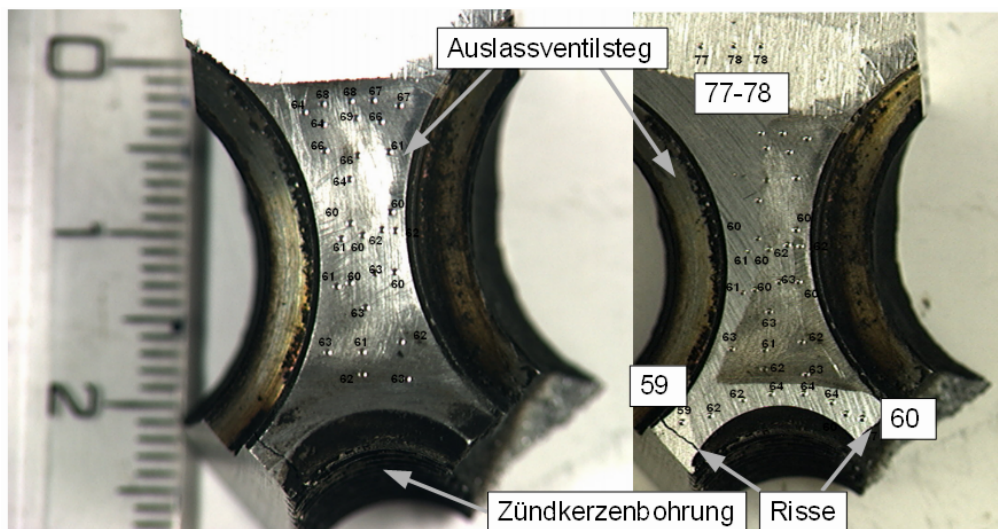


Abbildung 4.37: gemessene Härteverteilungen auf der Brennraumoberfläche im Ventilstege (links) und um die Zündkerzenbohrung (rechts)

4.3.3 Diskussion

Die Härteänderung in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit lässt sich mit dem Modell nach Shercliff und Ashby für die Legierung AlSi8Cu3 ND im Wärmebehandlungszustand T1 gut beschreiben. Bei der Anwendung des Alterungsmodells auf gelaufene Motoren zeigt sich, dass in der Nähe der Risse zwischen Zündkerzenbohrung und Auslassventil verstärkt Versetzungen aufgrund der plastischen Versetzungen auftreten. Verschiedene Publikationen [166,167] belegen eine signifikante Beschleunigung der Entfestigungsprozesse aufgrund der begünstigenden Wirkung der Versetzungen auf die Diffusion. Die Härteverteilung des Zylinderkopfes weist generell eine gute Übereinstimmung zwischen der Simulation und der Messung auf.

Voraussetzung für die spätere Anwendung des Alterungsmodells in der Verformungsmodellierung ist eine hohe Korrelation zwischen Festigkeit und Härte. Abbildung 4.38 zeigt die aus Zugversuchen ermittelten Streckgrenzen über der jeweils gemessenen Härte. Es sind sowohl Werte im Ausgangszustand als auch für verschieden lange Auslagerungen bei 250°C aufgetragen. Dabei zeigt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Härte und Streckgrenze. Damit kann das Alterungsmodell nach Shercliff und Ashby sehr gut in

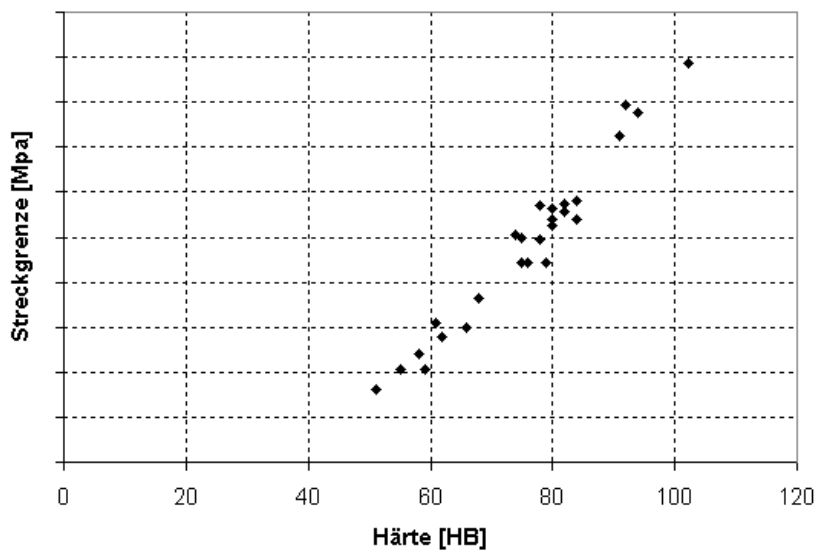


Abbildung 4.38: Streckgrenze in Abhängigkeit der Härte für unterschiedliche Alterungszustände der AlSi8Cu3 ND T1

Verformungsmodellen als innere Variable für die dem jeweiligen Alterungszustand entsprechende Festigkeit verwendet werden.

Kapitel 5

Modellierung

In diesem Kapitel wird die Modellbildung zur Simulation der thermisch-mechanischen Beanspruchung im Zylinderkopf während des Motorbetriebes erläutert. Im ersten Teil wird die Modellierung des Alterungsverhaltens beschrieben. Die Integration des Alterungsverhaltens in das Verformungsmodell zur gemeinsamen Beschreibung des Wechselverformungsverhaltens erfolgt im zweiten Teil des Kapitels. Im dritten Teil wird auf die nötigen Schritte zur Bestimmung der Modellparameter eingegangen, am Beispiel des Werkstoffes AlSi8Cu3 SK. Im vierten Teil wird eine probabilistische Interpretation der statistischen Effekte des Materialverhaltens durchgeführt. Dazu gehören die Streuung der Verformungsantwort der Al-Si Legierung und des Lebensdauerverhaltens unter thermisch-mechanischer Beanspruchung und die daraus resultierende Gesamtstreuung.

5.1 Verformungsverhalten

Für die Modellierung des Verformungsverhaltens bei hohen Temperaturen wurde eine Vorauswahl getroffen. Diese fiel auf das viskoplastische Chabochemodell mit sieben Parametern und auf das *Two Layer Viscoplastic* (TLV) Modell. Das Chabochemodell ist der klassische Vertreter der Unified Modells zur Beschreibung von Hochtemperaturplastizität [74]. Auf das TLV Modell fiel die Wahl, da es Teil des *ABAQUS* Programmpaketes ist, aber auch weil es bereits für die Bewertung von Motorbauteilen wie Abgaskrümmen und Zylinderkopf Verwendung findet [168]. Die beiden Modelle wurden bezüglich ihrer

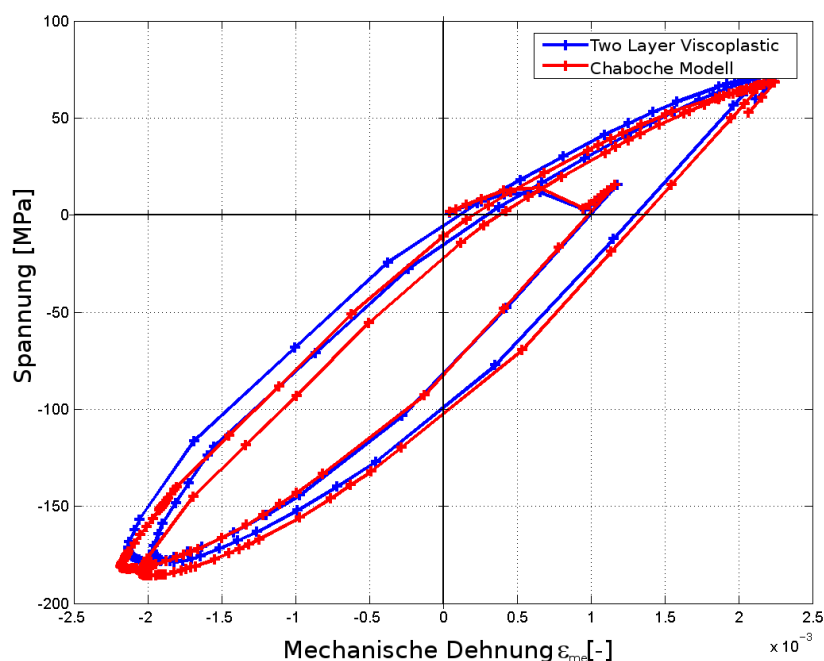


Abbildung 5.1: Vergleich des *Two Layer Viscoplastic* (blau) und *Chaboche* (rot) Modells

Eignung zur Beschreibung des Materialverhaltens bei TMF-Beanspruchung des Werkstoffs AlSi8Cu3 ND verglichen. Dazu wurde das viskoplastische Chaboche Modell in der Version mit sieben Parametern und jeweils einer Entwicklungsgleichung für kinematische und isotrope Verfestigung, als *ABAQUS User Material* (UMAT) implementiert. Beide Modelle wurden für den Vergleich an den stabilisierten Zustand der Legierung AlSi8Cu3 ND bei thermisch-mechanischer Belastung angepasst. Mit diesen Anpassungen wurde der TMF-Zyklus in einem Zylinderkopf für das Chaboche und das TLV Modell berechnet. Dabei zeigen sich nur geringe Unterschiede der berechneten Hysteresen am kritischen Ort des Zylinderkopfes, wie in Abbildung 5.1 gezeigt.

Die beobachteten Unterschiede sind eher den unterschiedlichen Optimierungsergebnissen für die Materialparameter zuzuschreiben, als dem Unterschied in den beiden Modellen. Zu ähnlichen Ergebnissen kommt auch Verger in [86]. Beide Modelle sind in der Lage viskoplastisches Verhalten im Hochtemperaturbereich adäquat zu beschreiben. Der Vorteil des TLV Modells liegt in der Implementierung im FEM Code *ABAQUS*, womit ein effizienter Algorithmus vorliegt und die Pflege der selbstprogrammierten UMAT entfällt. Für das weitere Vorgehen wurde ausschließlich das TLV Modell verwendet.

5.2 Alterungsverhalten

Für die Beschreibung des Alterungsverhaltens der eingesetzten Aluminiumgusslegierungen wird das im Kapitel 2.2.4 vorgestellte Alterungsmodell nach Shercliff und Ashby verwendet.

Das *Two Layer Viscoplastic* Modell zur Beschreibung des Verformungsverhaltens und das Modell nach Shercliff und Ashby zur Beschreibung des Alterungsverhaltens werden kombiniert. Dies erfolgt über eine Beeinflussung der Fließgrenze σ_0 und der nichtlinearen kinematischen Verfestigung C über die alterungsabhängige Streckgrenze, welche über das Alterungsmodell als Funktion von Temperatur und Zeit beschrieben ist. Bei diesem Vorgehen wird zum einen die Annahme getroffen, das Verformungs- und Alterungsverhalten voneinander unabhängig sind. Zum anderen, dass das temperaturabhängige Verhalten der Materialparameter von der Alterung unabhängig ist. Dieses Vorgehen ist im Detail von Guillou in [88] beschrieben. Die Diffusionsvorgänge der Alterung sind nicht unabhängig von plastischer Verformung, wie man aus den Härteversuchen an gelaufenen Zylinderköpfen erkennen kann. Jedoch wird durch die gleichzeitige anisotherme Anpassung beider Modelle für die hochbeanspruchten Bereiche eine gute Beschreibung des Verformungsverhaltens bei der TMF Beanspruchung erreicht.

Verglichen mit der ursprünglichen Formulierung des Shercliff Ashby Modells werden die Gleichungen und Parameter reduziert, so dass eine phänomenologische Beschreibung des Alterungsverhaltens möglich ist, zugleich aber die Anzahl der zu bestimmenden Parameter verringert ist. Wie in 4.3 und im Detail in [88] vorgestellt, lässt sich mit dem Modell nach Shercliff und Ashby die R_p plastische Dehngrenze als Funktion der temperaturkorrigierten Zeit $R(P)$ beschreiben. Die temperaturkorrigierte Zeit bestimmt sich zu:

$$P = \frac{t}{TP_p} \exp\left(-\frac{Q_A}{RT}\right), \quad (5.1)$$

mit der Aktivierungsenergie Q_A und der temperaturkorrigierten Peakzeit P_p . Die Streckgrenze ergibt sich aus den einzelnen Beiträgen der intrinsischen Festigkeit σ_i , der Ausscheidungen σ_{ppt} und der Mischkristallhärtung σ_{ss} , als Funktion der temperaturkorrigierten Zeit.

$$R_p(P) = \sigma_i + \sigma_{ppt} + \sigma_{ss} \quad (5.2)$$

Der Festigkeitsbeitrag zur Streckgrenze durch die Ausscheidungshärtung ergibt sich zu:

$$\sigma_{ppt} = \Delta\sigma_{ppt} \frac{(1 - \exp(-\frac{Q_s}{RT}))(1 - \exp(-\frac{PT \exp(-\frac{Q_A}{RT})}{\tau_1})) \frac{P}{P_p}^{1/6}}{1 + \frac{P}{P_s}^{1/2}} \quad (5.3)$$

mit den Parametern $D\sigma_{ppt}$, P_p der temperaturkorrigierten Zeit bis zum Festigkeitspeak und der Zeitkonstante τ_1 .

Die Beiträge aus der Mischkristallhärtung zur Festigkeit errechnen sich nach folgender Formel mit dem Parameter $D\sigma_{ss}$:

$$\sigma_{ss} = \left(\left(\Delta\sigma_{ss} \exp\left(-\frac{2Q_s}{3RT}\right) \right)^{3/2} + \left(\Delta\sigma_{ss}^{3/2} - \left(\Delta\sigma_{ss} \exp\left(-\frac{2Q_s}{3RT}\right) \right)^{3/2} \right) \exp\left(-\frac{PT \exp(-\frac{Q_A}{RT})}{\tau_1}\right) \right)^{2/3} \quad (5.4)$$

τ_1 ist über den Parameter K_1 mit der Peakzeit t_p verbunden:

$$\tau_1 = K_1 t_p \quad (5.5)$$

Für jede Hysterese wird die temperaturkorrigierte Zeit mit der Annahme berechnet, dass der Beitrag zur Alterung nur während der Haltezeit bei Maximaltemperatur entsteht. Das heißt, dass sich die temperaturkorrigierte Zeit P für jeden Versuch durch optionale Vorauslagerung P_{ini} und die aktuelle Zyklenzahl n

$$P = P_{ini} + n \frac{\delta t}{T_{max}} \exp\left(-\frac{Q_a}{RT_{max}}\right) \quad (5.6)$$

ergibt. δt ist dabei die Dauer der Haltezeit.

Für die Beschreibung der alterungs- und temperaturabhängigen Streckgrenze wird im Verformungsmodell die Beschreibung entsprechend folgender Gleichung verwendet.

$$\sigma_0 = R_p(P) K_1(T) \quad (5.7)$$

mit der Streckgrenze $R_p(P)$ entsprechend Gleichung 5.2 und $K_1(T)$ für die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze. Dabei wird angenommen, dass die Temperaturabhängigkeit von der Alterung entkoppelt ist. Da sich das Verfestigungsver-

halten bei plastischer Verformung je nach Alterungszustand ebenfalls verändert wird der Koeffizient der kinematischen Verfestigung C durch folgende Gleichung beschrieben.

$$C(T, P) = [R_p(P) - K_2 T] K_3(T) \quad (5.8)$$

wobei K_1 und K_2 zu bestimmende Materialparameter sind. Bei konstanter aktueller Temperatur ist das Verhalten von C linear mit dem Alterungsterm für die Festigkeit R . Durch einfache Regression von $C(T, P)$ nach $R(P)$ für verschiedene Temperaturen erhält man K_2 und K_3 .

5.3 Bestimmung der Materialparameter

Damit die Anzahl der zu bestimmenden Parameter reduziert wird und ein glattes Verhalten der Materialparameter über der Temperatur erreicht wird, wurde die für jeden Materialparameter typische Temperaturabhängigkeit bestimmt. So muss nicht für jeden Temperaturstützpunkt ein Parameterwert optimiert werden, sondern nur die Koeffizienten der jeweils zugehörigen temperaturabhängigen Funktion. Dieses Vorgehen reduziert die Anzahl der anzupassenden Parameter deutlich. Die Bestimmung des temperaturabhängigen Verhaltens erfolgte durch Parameterbestimmung für isotherme LCF Versuche bei Temperaturen von 20, 150, 175, 200, 225, 250, 275 und 300°C. Dabei wurden durch isotherme Vorauslagerung verschiedene Alterungszustände eingestellt. Die LCF Versuche wurden für jede Temperatur mit drei Zyklen ohne und drei Zyklen mit Haltezeit durchgeführt. Abbildung 5.2 zeigt den Vergleich des angepassten Verformungsmodells mit der experimentellen Hysterese für eine Kombination von aktueller Temperatur und Vorauslagerung.

Durch Auftragung der bestimmten Parameter über zugehöriger Temperatur lassen sich nun die Temperaturfunktionen der jeweiligen Materialparameter bestimmen. Abbildung 5.3 zeigt die Temperaturabhängigkeit von E-Modul (links) und Streckgrenze (rechts) und die jeweils beschreibende Funktion erster und zweiter Ordnung.

Tabelle 5.1 gibt die aus diesen Anpassungen bestimmten Temperaturfunktionen für das Verformungsmodell und die Anzahl an jeweils nötigen Koeffizienten um die temperatur-

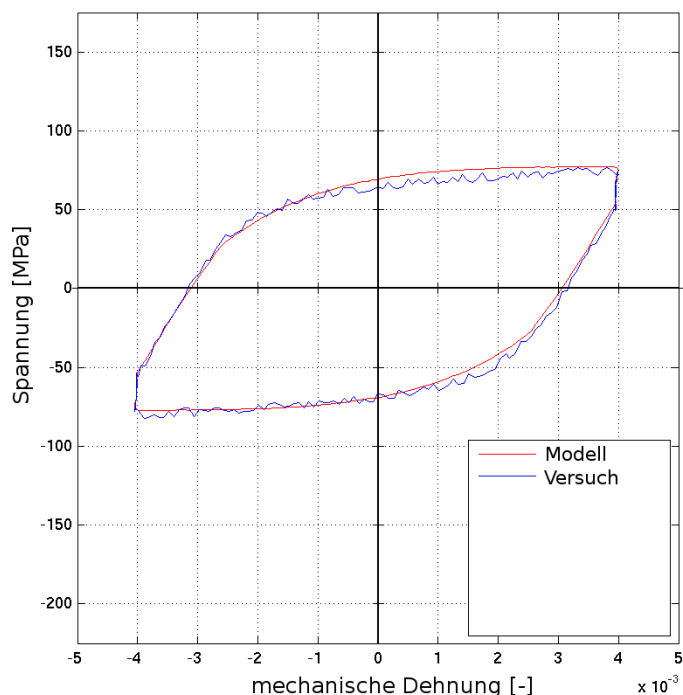


Abbildung 5.2: Vergleich der Versuchshysterese mit dem angepassten Modell für 300°C

abhängige Funktion zu bestimmen. Da in dem Materialeingabedeck für *ABAQUS* eine tabellarische Angabe als Funktion der Temperatur gefordert ist, kann so die Anzahl an Parametern, welche für das anisotherme Verhalten des Werkstoffes benötigt werden, reduziert werden und zugleich eine konsistente und feine Bereitstellung der *ABAQUS*-Eingabedaten erfolgen. Auf *Penalty*-Funktionen während der Optimierung, die ein mit Temperatur fallendes oder zunehmendes Verhalten des jeweiligen Materialparameters erzwingen, kann so verzichtet werden.

Die Parameterbestimmungen erfolgen mit *MATLAB* und der *CMAES* Optimierungsroutine (siehe 2.4.3). Dazu wurden die *ABAQUS* Materialmodelle in *MATLAB* implementiert. Dies macht eine schnelle Optimierung der Materialparameter möglich, da für die zahlreichen Funktionsaufrufe des Optimierers für die Integration des Materialmodells bei der Berechnung der anzupassenden Hysterese auf einen Aufruf von *ABAQUS* verzichtet werden und die gesamte Optimierung innerhalb der *MATLAB* Umgebung stattfinden kann. Um die aktuelle Parametersatzgüte als Minimierungsfunktion bereitzustellen, wird die Fehlerquadratmethode zwischen Versuchsdaten und dem Ergebnis der Mate-

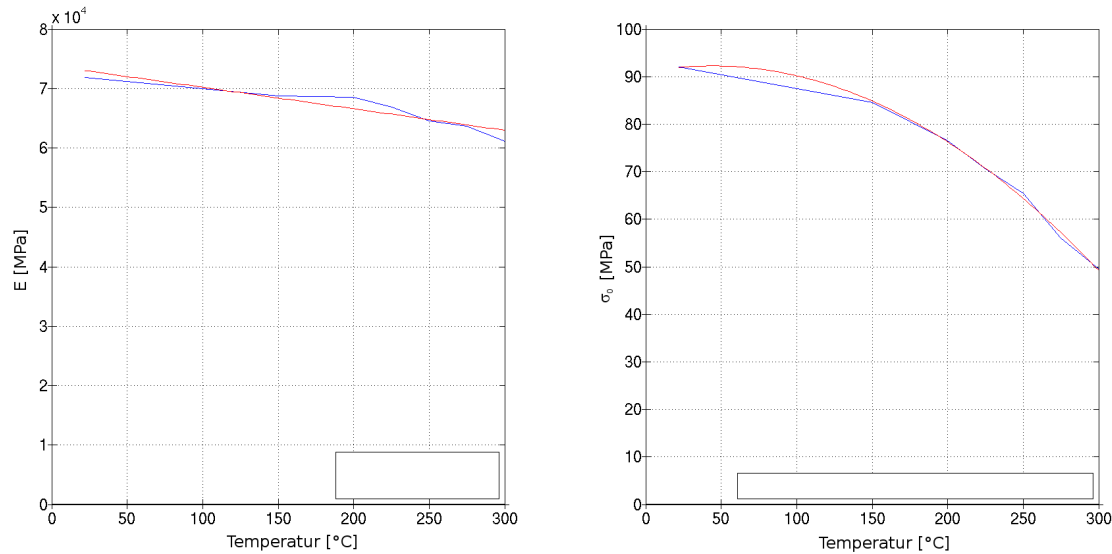


Abbildung 5.3: Temperaturabhängigkeit der Parameter E-Modul und Streckgrenze; Die Werte der isothermen Einzelanpassungen in blau und die abgeleitete Temperaturfunktion in rot)

rialmodellintegration verwendet, siehe Abschnitt 2.4.2. Abbildung 5.4 zeigt den Vergleich zwischen einer TMF-Versuchshysterese und dem Materialmodell mit dem Parametersatz der globalen Anpassung für alle Experimente. Dieser Parametersatz gibt den besten Kompromiss für die Beschreibung der Verformung aller zur Optimierung herangezogenen Experimente. Für einzelne Experimente ergeben sich Abweichungen im Spannungsverlauf. Diese Abweichungen können der Streuung in der Verformungsantwort der verschiedenen Proben aufgrund kleiner Unterschiede in der Mikrostruktur zugeschrieben werden, wie lokale Seigerungen oder Einflüsse der Kornstruktur in der Messstrecke der Probe.

5.4 Probabilistische Interpretation

Betrachtet man das in Abschnitt 4.2 beschriebene Lebensdauerverhalten bei TMF-Beanspruchungen, so kann man daraus schließen, dass für die auftretenden Streuungen der Lebensdauer zwei Effekte verantwortlich sind. Zum einen variiert die Beanspruchbarkeit, also das spezifische Ermüdungsverhalten einer konkreten Probe. Für diese Streuung sind unterschiedliche Ausprägungen an möglichen Defektorten, wie qualitative und

Parameter	Anzahl der Koeffizienten	Funktion
E	2	$E = E_1 \cdot T + E_2$
σ_0	3	$\sigma_0 = \sigma_3 \cdot T^2 + \sigma_2 \cdot T + \sigma_1$
K_1	2	$K_1 = K_{11} \cdot T + K_{12}$
K_2	3	$K_2 = K_{21} \cdot T^2 + K_{22} \cdot T + K_{23}$
γ	1	
f_V	2	$f_V = f_{V1} \cdot T + f_{V2}$
n	1	
η	1	$\eta = v \cdot n^{\left(-\frac{1}{3}\right)}$
R	1	

Tabelle 5.1: Temperaturabhängigkeiten der Materialparameter des viskoplastischen Modells

quantitative Ausprägung der Porosität, eutektischem Anteil und sekundären Phasen verantwortlich. Zum anderen unterliegt auch die Beanspruchung selbst einer Streuung. Im TMF-OP-Belastungsfall an Al-Si-Gusslegierungen bedeutet dies, welche Spannung in der jeweiligen Probe induziert wird. So kommt es auch bei gleichen Versuchsparametern von Temperatur- und Dehnungsverlauf zu unterschiedlichen Spannungsantworten, was verallgemeinert als Streuung des Festigkeitsverhaltens der Probe bezeichnet werden kann. Die Ursachen dafür liegen wiederum auf der Mikroebene, wo eine unterschiedliche Ausprägung von Ausscheidungszustand, Mischkristall und Kornstruktur für eine Variation der Festigkeit verantwortlich ist. Die Längenskalen von Probendurchmesser gegenüber Dendriten und Kornstruktur lassen auf anisotrope Effekte hinsichtlich der induzierten Spannung schließen. Damit können einzelne Körner Verhalten in der Messtrecke dominieren und die Voraussetzung für Isotropie, nämlich die Mittelung über eine Vielzahl anisotroper Körner, ist verletzt. Berechnet man nun einen Schädigungsparameter zur Beschreibung der Lebensdauer, so wird diese Variation der Spannungsantworten bei der Parameterberechnung berücksichtigt. Das Modell mit dem höchsten Regressionskoeffizienten ist am besten in der Lage das Lebensdauerverhalten und Variationen in den Belastungen zu beschreiben. Im Allgemeinen wird dann bei der Bewertung der Lebensdauer eines Bauteils ein deterministisches Verformungsmodell mit dem Lebensdauermodell und zugehöriger Streuung zur Bewertung einer Lebensdauer mit 50 oder 10% Ausfallwahrscheinlichkeit kombiniert. Wird auf diese Weise vorgegangen, so vernachlässigt man die Streuung in der Lebensdauer, welche aufgrund der Streuung in den Spannungen der Verformungsantwort des Werkstoffes entsteht. Dies kann zu einer nicht konservativen Abschätzung der Lebensdauer führen, da die Streuung der berechneten

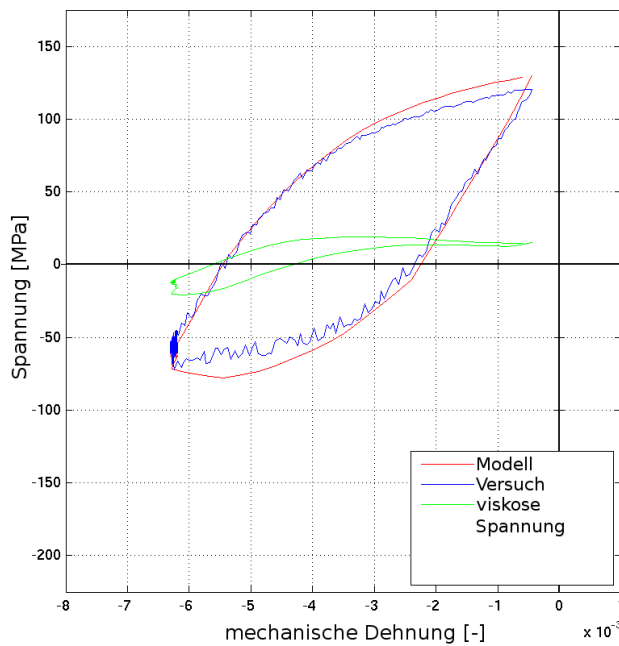


Abbildung 5.4: Globale Anpassung des Verformungsmodells

Lebensdauern unterschätzt werden kann.

Im Folgenden wird versucht die beiden für die Gesamtstreuung verantwortlichen Streuungen einzeln zu beschreiben.

5.4.1 Streuung der Verformungsantwort

Typischerweise erfolgt die Bestimmung der Materialparameter, wie in Abschnitt 5.3 beschrieben, für alle Versuche zugleich. Als Ergebnis erhält man einen Satz an Modellparametern, die eine Beschreibung aller Versuche zulässt, sozusagen einen Mittelwertsatz für die vorliegenden Versuche, im folgenden *globale Parameter* genannt. Um die Streuung der Spannungsantworten, also der Beanspruchung, beschreiben zu können, werden die Modellparameter für jeden Versuch einzeln bestimmt. Dies erfolgt durch eine Parameterbestimmung bei der die Fehlerquadratsumme der Optimierung nur für einen Versuch gebildet wird; man erhält *individuelle Parameter* für das Verformungsmodell. Diese Art der Bestimmung ermöglicht eine sehr gute Beschreibung der Verformungsantwort der einzelnen Experimente. Abbildung 5.5 zeigt den Vergleich des angepassten Verformungs-

modells und zugehöriger TMF Hysterese. Es wird ersichtlich, dass das Modell in der Lage ist den einen Versuch sehr gut zu beschreiben. Vergleicht man hierzu das Modell mit globalen Parametern in Abbildung 5.4, so wird klar, dass die geringen Abweichungen des Verformungsmodells mit globalen Parametern von der Festigkeitsschwankung der spezifischen Probe herrühren.

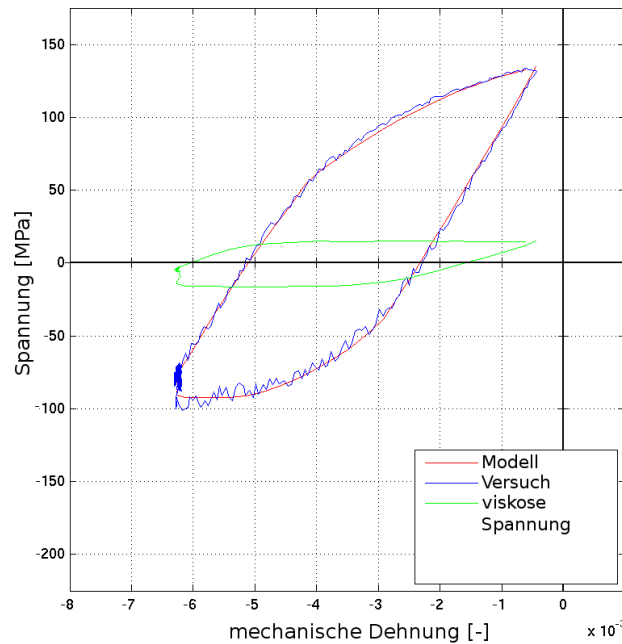


Abbildung 5.5: Individuelle Anpassung des Verformungsmodells

Die verschiedenen individuellen Parametersätze ermöglichen es nun, eine Verteilung für jeden Parameter aufzustellen. Als Verteilung der Parameterwerte wird eine Gaußfunktion gewählt, so dass jeder Parameter durch Mittelwert und Standardabweichung beschrieben werden kann. Abbildung 5.6 zeigt dies für den Parameter n . Mit dieser Verteilung für jeden Parameter ist man nun in der Lage, zufällig einen Wert für jeden Modellparameter zu ziehen und einen *virtuellen Versuch* zu generieren, ein Beispiel ist in Abbildung 5.7 gezeigt. Dabei liegt die Annahme zugrunde, dass die Verteilung der Materialparameter in der Grundgesamtheit auf Basis der vorliegenden Versuchsdaten abgeschätzt werden darf. Geht man in dieser Weise vor, so ist man in der Lage die Streuung der induzierten Beanspruchungen in einer Monte-Carlo Simulation zu berücksichtigen.

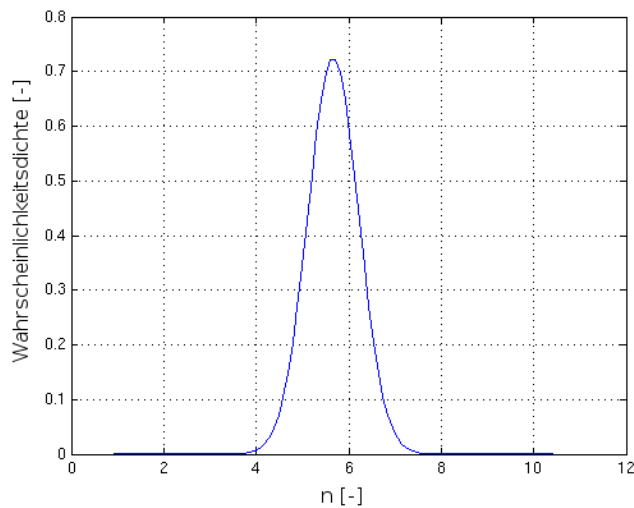


Abbildung 5.6: Verteilung des Parameters n bestimmt aus den durchgeführten Versuchen

5.4.2 Streuung der Schädigung

Für die Bewertung der Streuung der Schädigung wird das in Abschnitt 4.2.4 vorgestellte bruchmechanische Energiekriterium nach Dowling herangezogen. Der Schädigungsparameter besteht aus elastischer und plastischer Energie und ist gut in der Lage die Lebensdauer unter TMF-OP-Beanspruchung für die untersuchte AlSi-Legierung zu beschreiben. Die Güte des Parameters zur Beschreibung der TMF-Lebensdauer lässt sich mit dem Korrelationskoeffizienten R_1^2 beschreiben, der den Korrelationsgrad zwischen den experimentellen Lebensdauern und den berechneten Schädigungsparameterwerten angibt. Für die Legierung AlSi8Cu3 SK beträgt $R_1^2 = 0,9$ und zeigt damit, dass der Energieterm in der Lage ist das Schädigungsverhalten adäquat zu beschreiben. Dabei sind die Unterschiede in der Beanspruchung berücksichtigt, da die Werte des Schädigungsparameters aus den Versuchsergebnissen berechnet sind. Abbildung 5.8 zeigt die Auftragung des Parameters über der beobachteten Lebensdauer.

5.4.3 Gesamtstreuung der Lebensdauer

Mit dem gewählten Ermüdungskriterium und dem Verformungsmodell mit globalen Parametern und zugehörigen Verteilungen sind wir nun in der Lage die einzelnen Beiträge zur Streuung zu quantifizieren. Um die Beiträge der Beanspruchung und der Beanspruch-

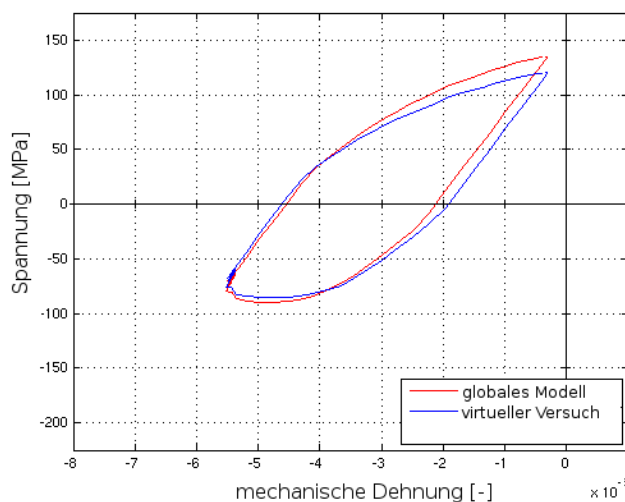


Abbildung 5.7: Vergleich eines virtuellen Versuchs mit dem Modell mit globalen Parametern

barkeit zu bestimmen werden alle TMF-Versuche nachgerechnet. Dies wird für jeden Versuch mit dem Verformungsmodell mit globalen Parametern und als virtuelle Versuche mit zufällig entsprechend der Verteilungen der Modellparameter durchgeführt. Die Schädigungsparameter des Lebensdauerkriteriums werden für experimentellen Hysteresedaten genannt P_{EXP} , die mit dem globalen Verformungsmodell berechneten P_{Global} und die virtuellen Versuche $P_{Virtuell}$ berechnet.

Um die beiden Beiträge zur Gesamtstreuung zu bestimmen, werden die in Abbildung 5.9 gezeigten Auftragungen gemacht. Dabei würden zwei Wiederholversuche, welche unterschiedliche Lebensdauer und unterschiedliche Hysteresedaten aufweisen in der Darstellung $P_{EXP} - N_f$ auf zwei P_{EXP} Niveaus liegen in der Auftragung $P_{Global} - N_f$ jedoch gleichen P_{Global} haben, da das globale Verformungsmodell die exakt gleichen Hysteresedaten für die Wiederholversuche ergibt. Die Regression $P_{Global} - N_f$ mit dem Koeffizienten R_2^2 wird im Allgemeinen schlechter als der Koeffizient R_1^2 für $P_{EXP} - N_f$ sein. Durch die Bestimmung des Korrelationskoeffizienten R_3^2 aus $P_{Global} - P_{EXP}$ lässt sich mit Hilfe der partiellen Korrelation R_p überprüfen ob $R_1^2 \cdot R_3^2 \approx R_2^2$ gilt. Dafür muss R_p gegen Null gehen. Dies bedeutet, dass die Korrelationskoeffizienten R_1 und R_3 in der Lage sind R_2 vollständig zu beschreiben. Ist dies der Fall so kann die beobachtete Gesamtstreuung der Versuche durch die Streuung der Beanspruchung und Beanspruchbarkeit erklärt werden. Als weiterer Indikator sollte der Korrelationskoeffizient R_4^2 aus $P_{Virtuell} - P_{EXP}$ den gleichen Wert wie R_3^2 annehmen.

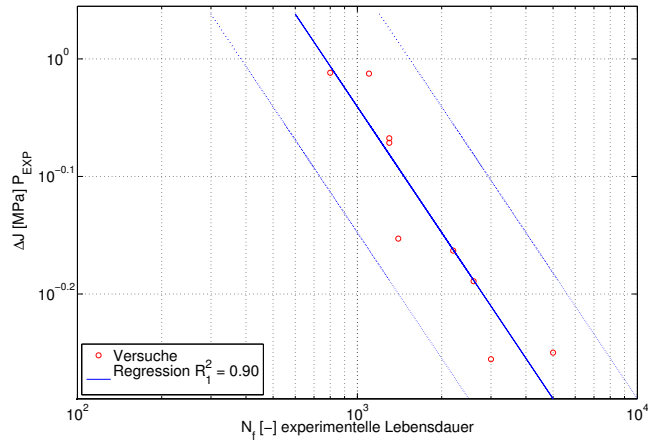


Abbildung 5.8: Beschreibung der Lebensdauer mit dem Energieparameter ΔJ

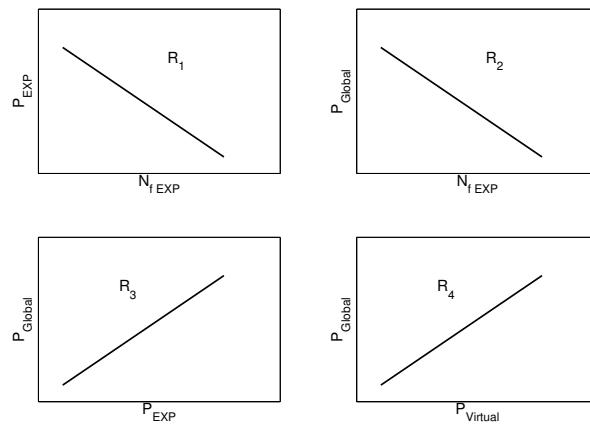


Abbildung 5.9: Verschiedene überprüfte Korrelationen

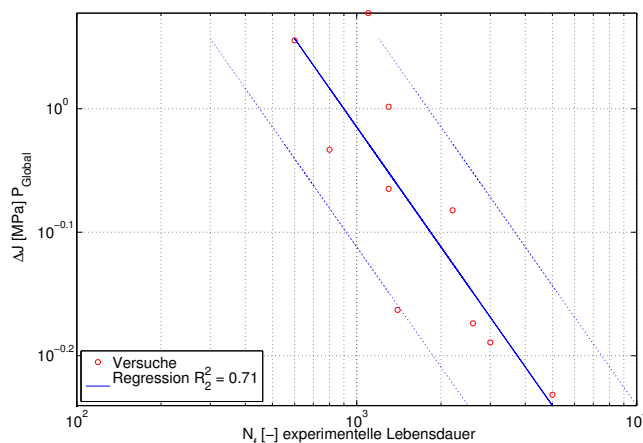


Abbildung 5.10: Beschreibung der Lebensdauer mit dem Energieparameter ΔJ , berechnet mit globalen Parametern

Der Korrelationskoeffizient für die Beschreibung der Versuchsdaten mit dem Lebensdauerkriterium beträgt $R_1^2 = 0,90$, wie in Abbildung 5.8 gezeigt.

Für die Berechnung der Versuche mit dem Verformungsmodell und globalen Modellparametern ergibt sich der Korrelationskoeffizient von $R_2^2 = 0.71$. Der Verlust an Korrelation ergibt sich aus den berechneten Hysteresedaten. Diese beschreiben die unterschiedlichen induzierten Beanspruchungen der einzelnen Proben nicht.

Der Regressionskoeffizient für den Schädigungsparameterwert P_{Global} aus dem globalen Verformungsmodell gegen den Wert des Schädigungsparameter P_{EXP} für die experimentellen Hysteresedaten beträgt $R_3^2 = 0,86$. Für die Korrelation $P_{Virtuell}$ gegen P_{Global} ergibt sich mit Koeffizient $R_4^2 = 0,92$ ungefähr der gleiche Korrelationskoeffizient. Die beiden Auftragungen sind in Abbildung 5.11 gezeigt.

Eine Berechnung des partiellen Korrelationskoeffizienten R_p zwischen den R_2 und den Korrelationskoeffizienten R_1 und R_3 mit

$$R_p = \frac{R_2 - R_1 \cdot R_3}{\sqrt{1 - R_1^2} \cdot \sqrt{1 - R_3^2}} \quad (5.9)$$

ergibt $R_p^2 = 0,01$. Dies bedeutet, dass die Streuungen der Beanspruchung und der Beanspruchbarkeit die gesamte Streuung der Lebensdauer entsprechend den gezeigten Anteilen erklären können. Die Monte-Carlo Simulation des Verformungsverhaltens zur Ge-

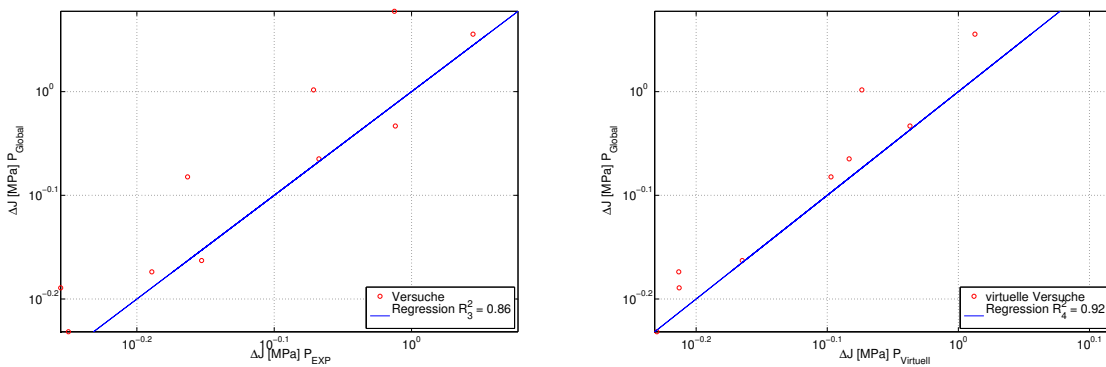


Abbildung 5.11: P_{Global} gegen P_{EXP} und P_{Global} gegen $P_{Virtuell}$

nerierung der virtuellen Versuche erfolgte mit einer Ziehungsanzahl entsprechend den vorliegenden TMF-Versuchen. Die Monte-Carlo Simulation wurde deswegen wiederholt durchgeführt, um die Stabilität der aus ihr bestimmten Koeffizienten zu überprüfen. Für den Wert R_p^2 existiert dementsprechend keine feste Schranke, sondern er kann nur ein starkes Indiz darstellen.

5.5 Diskussion

Die Vorarbeiten zur Verformungsmodellierung bestätigten das *ABAQUS* Two Layer Viscoplastic Modell als vielversprechendes Modell für die Verformungsbeschreibung von Al-Si-Gusslegierungen im Hochtemperaturbereich. Die numerisch aufwendige UMAT Implementierung des Chaboche Modells musste daher nicht weiter verfolgt werden. In Kombination mit dem Alterungsmodell nach Shercliff und Ashby konnte bereits in den Vorarbeiten gezeigt werden, dass die relevanten Hochtemperatureffekte der AlSi-Legierungen beschrieben werden können.

Für die untersuchte AlSi8Cu3 ergab sich in den Vorarbeiten zur Modellierung kein erfolgversprechender Weg über eine isotherme Modellierung. Das zyklische Werkstoffverhalten zeigt bei den untersuchten Legierungen aufgrund der Alterung deutliche Entfestigungseffekte und macht eine Beschreibung der Alterung im Verformungsmodell erforderlich. Um eine anisotherme Optimierung mit physikalisch sinnvollen Ergebnissen zu ermöglichen, war die Definition von Temperaturfunktionen für die einzelnen Mo-

dellparameter zielführend. Dadurch wurde die Optimierung vereinfacht, da komplizierte Penalty-Funktionen [169] in der Fehlerquadratsumme entfallen konnten. Diese Penalty-Funktionen sind bei einer Optimierung in der Temperatur diskreter Parameter notwendig, um ein phänomenologisch sinnvolles Verhalten über der Temperatur als Ergebnis der Optimierung zu erzwingen. Die anisotherme Optimierung ermöglichte eine Vergrößerung der Datenbasis für die Anpassung und zugleich die simultane Anpassung von Verformungs- und Alterungsmodell. Dies führte zu sehr guten Ergebnissen der Materialmodelladaptation.

Die probabilistische Interpretation bietet zum einen konkrete Ergebnisse für die Auslegungsarbeit, da die komplette Streuung der Anrisslebensdauer in der Bauteilbewertung berücksichtigt werden kann. Dies wird möglich, da die Streuungen in der Verformungsantwort durch Schädigungsparameter, bei denen diese eingehen, durch die Betrachtung der Verformungsstreuung im Modell berücksichtigt werden können. Zum anderen kann auch eine Monte-Carlo Simulation mit statistischen Verteilungen für die Materialparameter erfolgen. Dies ist nötig, wenn man für ein robustes Design alle Streuungen berücksichtigen will. Insbesondere kann so die Wechselwirkung zwischen Variationen im Materialverhalten und der Geometrie auf die resultierende Beanspruchung untersucht werden.

Kapitel 6

Beanspruchungscharakterisierung

In diesem Kapitel wird die thermisch-mechanische Beanspruchung im Zylinderkopf des Ottomotors hinsichtlich verschiedener Aspekte charakterisiert und der Beanspruchung im Werkstoffversuch gegenübergestellt [170]. Hieraus wird abgeleitet, in wieweit die in den begleitenden Werkstoffuntersuchungen realisierten Beanspruchungen mit denjenigen im betrachteten Bauteil vergleichbar sind.

Die Beanspruchungssituation im TMF-Zyklus wird hinsichtlich der wesentlichen Merkmale charakterisiert. Im Einzelnen wird dazu der TMF-Zyklus über den im Zylinderkopf vorliegenden Phasenbezug, die zugehörige Dehnungsbehinderung sowie die Veränderung dieser Größen bei transients thermischer Belastung am kritischen Ort im Zylinderkopf untersucht. Desweiteren wird auf den Grad der Mehrachsigkeit und die vorliegenden Dehnraten im TMF-Zyklus eingegangen. Die vorliegende Überlagerung des TMF-Zyklus mit aus den einzelnen Verbrennungsvorgängen resultierenden HCF Amplituden wird den aus vorliegenden Ergebnissen aktueller Untersuchungen zu TMF-HCF Überlagerung an AlSi-Legierungen gegenübergestellt. Im letzten Abschnitt des Kapitels wird detailliert die Auswirkung der veränderten Festigkeit, aufgrund der Alterungsvorgänge, auf die lokal resultierenden-TMF Beanspruchung untersucht.

6.1 Modellbeschreibung

Für die Charakterisierung der Beanspruchung in Zylinderköpfen von Ottomotoren wurden Berechnungen mit dem Finite Elemente Programmsystem ABAQUS durchgeführt. Für den berechneten Motor lagen Ergebnisse aus Temperaturmessungen und Dauer-

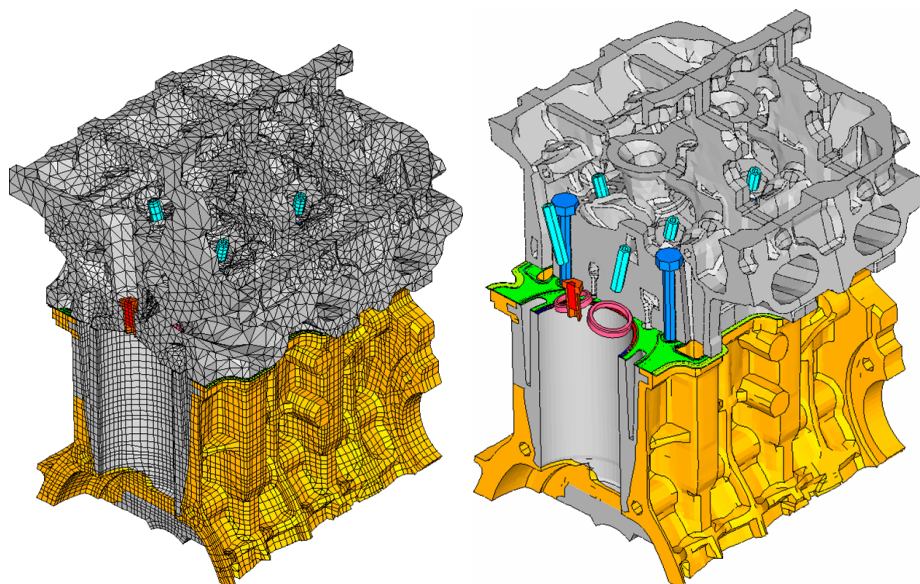


Abbildung 6.1: FE-Modell des BMW Reihensechszylindermotors mit und ohne Darstellung des Elementnetzes

lauffests vor. So waren Vergleichsmöglichkeiten für die Modelle gegeben. Abbildung 6.2 zeigt die verschiedenen Elemente und Bereiche des Zylinderkopfs. Das Modell stellt den Montageverbund für einen BMW Reihensechszylinder Ottomotor bestehend aus dem Zylinderkopf mit Ventilsitzringen, Ventilführungen, Zündkerzen und Zylinderkopfdichtung und dem Kurbelgehäuse, als Mg-Al Verbundkurbelgehäuse mit Aluminiuminsert und Magnesiumumguss, über die Zylinderkopfverschraubung dar [171]. Um die Rechenzeit in einem vertretbaren Rahmen zu halten, wurden im FE-Modell nur zweieinhalb Zylinder mit entsprechenden Randbedingungen in der Trennungsebene dargestellt. Das FE-Modell (siehe Abbildung 6.1) besteht aus 299172 Knoten und 191490 Elementen. Bei dem Elementtyp handelt es sich um Tetraeder mit modifizierter quadratischer Ansatzfunktion (ABAQUS Elementtyp *C3D10M*).

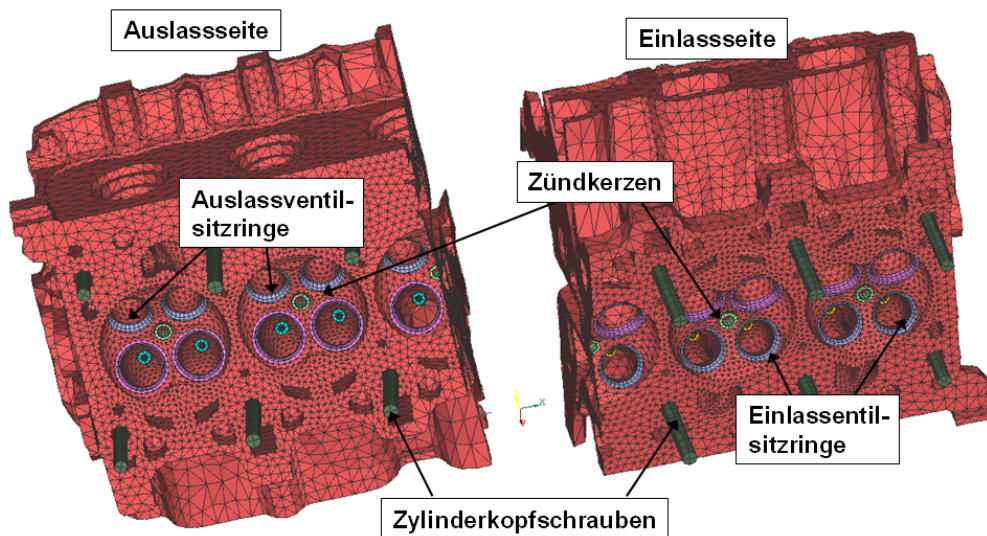


Abbildung 6.2: Geometrie des Zylinderkopfes

6.2 Thermische Analyse

Das im Motorbetrieb auftretende Temperaturfeld ist die maßgebliche Belastung für das TMF-Problem im Brennraumbereich. Daher kommt der Analyse der Temperaturverteilung und der damit verbundenen lokalen Temperaturamplituden während des Motorbetriebs eine entscheidende Bedeutung zu. Der CAE-Prozess zur Analyse der thermisch-mechanischen Belastung ist in Abbildung 6.3 dargestellt. Im ersten Schritt wird die Berechnung des thermodynamischen Prozesses im Motor mit dem Software-Tool *GT Power* für die Analyse des Ladungswechsels durchgeführt. Der zweite Berechnungsschritt ist die dreidimensionale Simulation der Verbrennung für die das CFD (*engl.*: computational fluid dynamics: CFD) Software-Tool *FIRE* verwendet wird; Abbildung 6.4 zeigt die Strömung am Ventil während des Ladungswechsels. Ergebnisse dieser Analysen für die Bewertung der thermisch-mechanischen Belastung sind, zum einen die Informationen über die Wärmemengen, welche in die verschiedenen Strukturbereiche übertragen werden, und zum anderen die Verbrennungstemperaturen und die Wärmeübergangszahlen, welche den lokalen Wärmeübergang beschreiben.

Die Ergebnisse dieser beiden Rechnungen werden als Randbedingung für die CFD-Analyse des Wassermantels und die konjugierte Wärmeübergangsanalyse (*engl.*: conjuga-

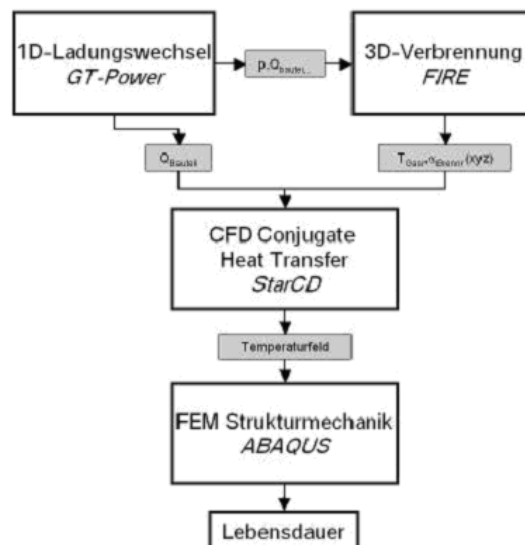


Abbildung 6.3: Übersicht des CAE Prozesses zur thermomechanischen Bewertung eines Zylinderkopfes

te heat transfer: CHT) mit dem Programm *STAR CD* verwendet. Mit dieser Berechnung ist die Temperaturfeldprognose in der Strömung des Kühlmittels und in der Struktur des Zylinderkopfs möglich. Dabei wird iterativ in einer Berechnung das Strömungsverhalten, der Wärmeübergang und die Wärmeleitung von Kühlmittel und Struktur ermittelt. Abbildung 6.5 zeigt das CHT-Berechnungsmodell des für die Analysen verwendeten BMW Reihensechszylindermotors. Die anschließende nichtlineare Strukturanalyse mit dem FE Programm *ABAQUS* unter Berücksichtigung der thermischen, zeitlich veränderlichen Belastung mit ihren räumlichen Gradienten liefert die thermomechanische Beanspruchung des Zylinderkopfes [172–175].

6.2.1 Berechnung langsamer thermischer Wechsel

Abbildung 6.6 zeigt das für den Nennleistungspunkt berechnete Temperaturfeld im Kurbelgehäuse (links) und im Zylinderkopf (rechts). Der Bereich der Brennräume weist deutlich höhere Temperaturen als die umgebende Struktur des Zylinderkopfs auf. Im Brennraumbereich treten Temperaturen von 150 °C bis zu 280 °C auf. Die Abgasseite um die Auslasskanäle von den Auslassventilen im Brennraum bis zu der Flanschfläche zum Abgaskrümmers weist das höchste Niveau mit Temperaturen im Bereich von

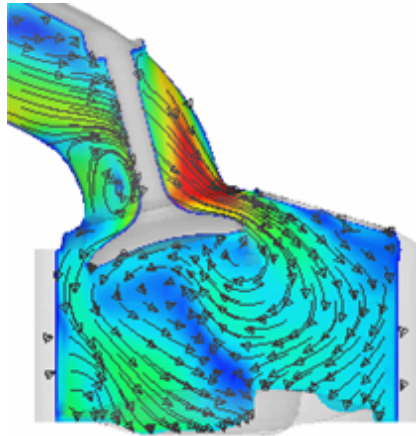


Abbildung 6.4: 3D Verbrennungsrechnung

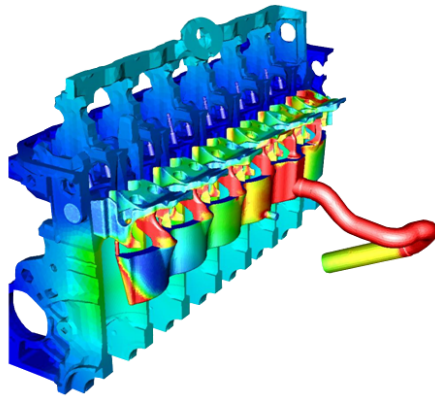


Abbildung 6.5: Konjugiertes Struktur- und Strömungsmodell zur Temperaturfeldberechnung

250 °C bis 280 °C auf. Die Einlassseite und der Öl- und Wasserraumbereich, sowie die peripheren Strukturen zeigen ein Temperaturniveau zwischen 100 °C und 130 °C. Im Kurbelgehäusebereich sind die ungekühlten Stege zwischen benachbarten Zylindern die Bereiche maximaler Temperatur. Hier werden Temperaturen bis zu 250 °C erreicht.

In Abbildung 6.7 wird die Temperaturverteilung im Brennraumdach ohne die Ventil-sitzringe und die Zündkerze gezeigt. Hier wird deutlich, dass der Schwerpunkt des Temperaturfeldes nicht mittig, sondern zu den Auslasskanälen verlagert liegt. Die maximalen Temperaturen im Brennraumdach treten im Ventilsteg zwischen Auslass- und Auslassventil und zur Zündkerze hin auf. Der Einlass-Einlassventilsteg weist die niedrigsten Temperaturen um 170 °C auf. Die Ventilstege zwischen Einlass- und Auslassventilen weisen am Ort des geringsten Abstandes Temperaturen von ca. 230 °C auf. Dabei wird

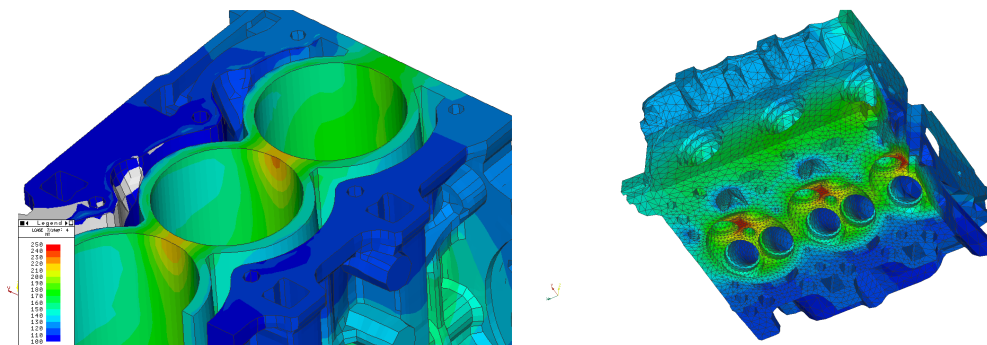


Abbildung 6.6: Temperaturverteilung bei voller Leistung und normalen Betriebsbedingungen der Kühlung im Kurbelgehäuse und Zylinderkopf

eine leichte Asymmetrie zwischen den beiden Einlass-Auslassventilstegen sichtbar. Diese kann auf das nicht symmetrische Strömungsfeld im Wassermantel und daraus resultierende Unterschiede in den Wärmeübergängen zurückgeführt werden.

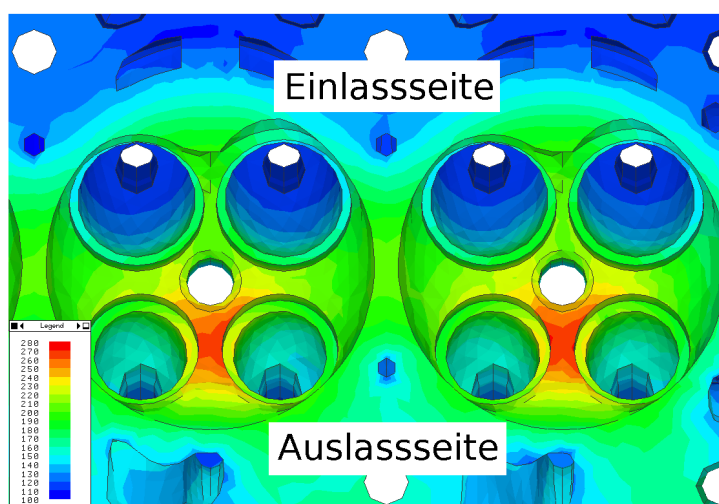


Abbildung 6.7: Temperaturverteilung im Brennraumdach

Betrachtet man das Temperaturfeld in einem Längsschnitt durch den Zylinderkopf (siehe Abbildung 6.8) so wird deutlich, dass Temperaturen über 150 °C nur in sehr begrenzten Bereichen um das Brennraumdach vorliegen. Die umgebenden Bereiche oberhalb des Brennraumdachs liegen mit Ausnahme der Auslasskanäle auf dem Niveau der Medientemperaturen und damit zwischen 80 °C und 130 °C.

Für langsame thermische Wechsel wie Start-Stopp-Betrieb im Fahrzeug wird das statio-

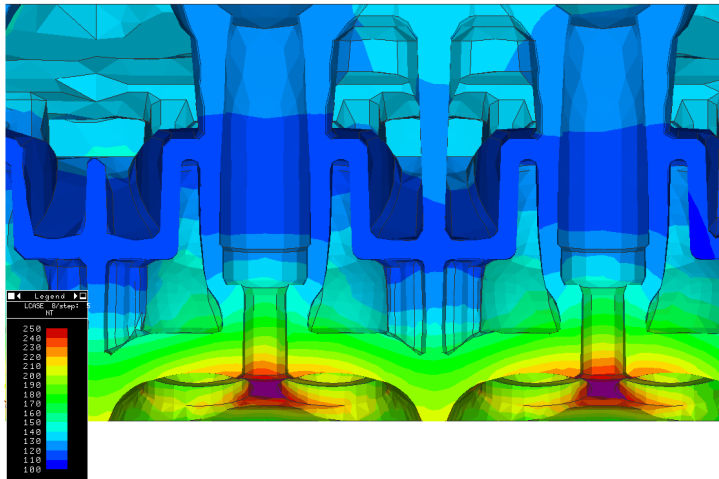


Abbildung 6.8: Temperaturfeld im Längsschnitt des Zylinderkopfes

när erreichte Temperaturfeld mittels CHT-Analyse berechnet. Der TMF-Zyklus ergibt sich dann aus dem Wechsel zwischen diesem Temperaturfeld und dem rückgekühlten isothermen Motor bei Minimaltemperatur. Bei dieser Vorgehensweise wird im Folgenden von quasi-stationären Temperaturwechseln gesprochen

6.2.2 Berechnung schneller thermischer Wechsel

Für eine Analyse transients Vorgänge war eine Berechnung der zeitlich veränderlichen Temperaturfelder mit der CHT-Methode nicht möglich. Die Analyse schneller Betriebspunktsänderungen oder eines Thermoschockzyklus und der resultierenden Temperaturfelder wurde mit einer sequentiellen Fluid-Strukturanalyse durchgeführt. Dazu wurden die in der CFD-Analyse berechneten Wärmeübergangskoeffizienten im Wasserraum auf die Struktur übertragen und die instationäre Wärmeleitgleichung der Zylinderkopfstruktur für den thermischen Zyklus mit variablen Medientemperaturen mittels des FE-Programmes *ABAQUS* gelöst.

6.3 TMF-Zyklus

Im Zylinderkopf entsteht die thermomechanische Belastung durch eine instationäre und inhomogene Temperaturverteilung. Diese wird durch Heiß-Kalt-Zyklen aus dem Start-Stopp-Betrieb des Motors oder einer Variation der Last im Betrieb hervorgerufen. Der zyklischen thermomechanischen Last wird die Montagelast als statische, mechanische Vorlast überlagert. Die Montagelast besteht aus dem Verschrauben des Zylinderkopfes gegen das Kurbelgehäuse, dem Einpressen der Ventilsitzringe und Ventilführungen und der Verschraubung der Zündkerze. Zusätzlich können Eigenspannungen aus dem Gießprozess oder dem Abschrecken einer Wärmebehandlung überlagert sein.

Im ersten Berechnungsschritt der FE-Analyse werden die Montagekräfte der Zylinderkopfschrauben zur Verpressung der Zylinderkopfdichtung zwischen Kurbelgehäuse und Zylinderkopf, die Vorspannung der Zündkerze und das Übermaß der Ventilsitzringe und Ventilführungen aufgebracht. Im zweiten Berechnungsschritt wird die Bauteiltemperatur aufgegeben und im nächsten Schritt wieder entfernt. Dies wird wiederholt bis sich eine stabilisierte Spannungs-Dehnungsantwort einstellt. Bei der Verwendung eines rein kinematisch verfestigenden Werkstoffmodells haben sich drei thermische Zyklen als ausreichend für eine stabilisierte Antwort erwiesen [108].

Für die Bewertung der aus dem Gasdruck resultierenden hochfrequenten Beanspruchungen wurden zusätzliche Berechnungsschritte eingefügt. Dazu wurde der maximale Gasdruck bei Zündung im Vollastfall auf alle gasbeaufschlagten Flächen aufgebracht und wieder entfernt. Dies erfolgt entsprechend der Zündreihenfolge aller Zylinder im Modell, um eine Auswertung der Spannungs- und Dehnungamplituden im Motorbetrieb zu ermöglichen.

6.3.1 Phasenbezug

Um einen Überblick über die Beanspruchungssituation und die jeweils vorliegende Phasenbeziehung zwischen Temperatur und mechanischer Belastung an anderen Stellen des Brennraumdaches zu erhalten, wurden Punkte im Bereich der heißen Zonen des Zylinderkopfes ausgewertet. Die Zeitverläufe und Hysteresen sind von links nach rechts in Abbildung 6.9 für die Wassermantelseite des Brennraumes auf Höhe des Einlass-

Auslassventilsteges, am Injektor und für einen Punkt im Brennraumdach in Richtung Zylindersteg dargestellt. Aus den Temperatur- und Dehnungs-Zeitverläufen lässt sich erkennen, dass für alle betrachteten Orte TMF-Out-of-Phase Phasenbeziehungen gelten. Die Gültigkeit dieser Beobachtung sollte noch an der jeweils ausgeführten Geometrie des

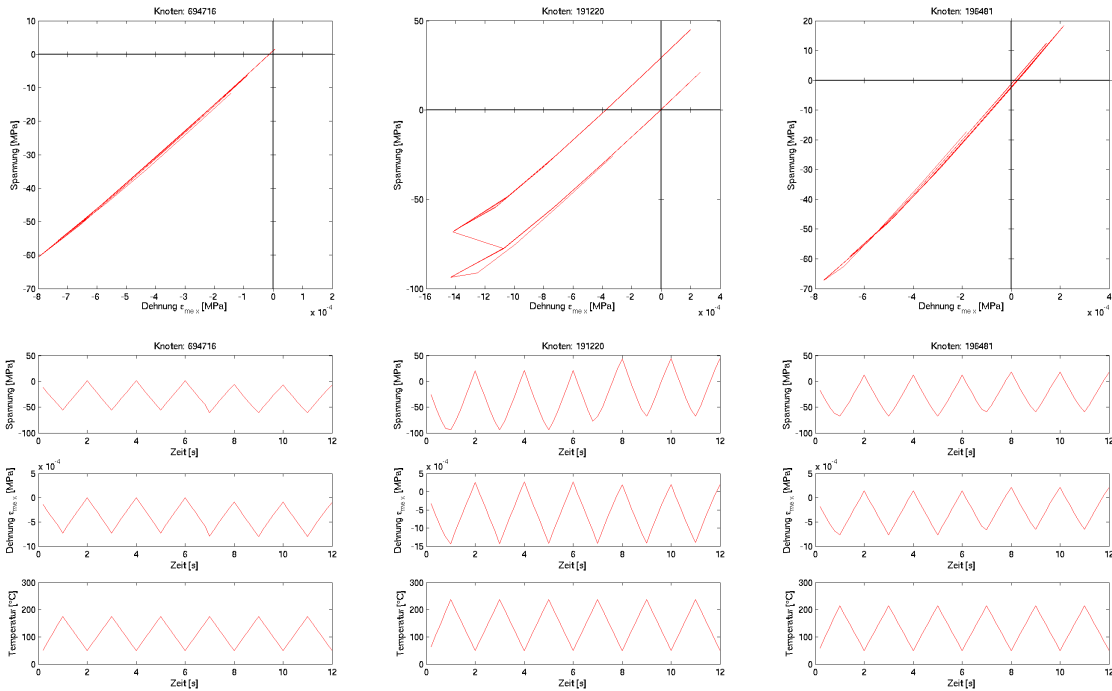


Abbildung 6.9: Spannungs-Dehnungshysteresen für Knoten im Einlass-Auslass-Ventilsteg auf der Wassermantelseite (links), im Injektor-Zündkerzensteg (Mitte) und an der Brennraumboberfläche (rechts)

Zylinderkopfes überprüft werden.

6.3.2 Dehnungsbehinderung

Entscheidend für die Gestaltung des Zylinderkopfes ist die Frage, ob die Dehnungsbehinderung (Gleichung 2.2) eine reine geometrieabhängige Größe ist oder selbst wiederum vom Temperaturfeld abhängt. Die Abhängigkeit der Dehnungsbehinderung von den entstehenden inneren Zwängungen wird in diesem Abschnitt untersucht (siehe Abschnitt 2.1.3). Abbildung 6.10 zeigt den zeitlichen Verlauf der Dehnungsbehinderung K für den transient berechneten Thermoschockzyklus.

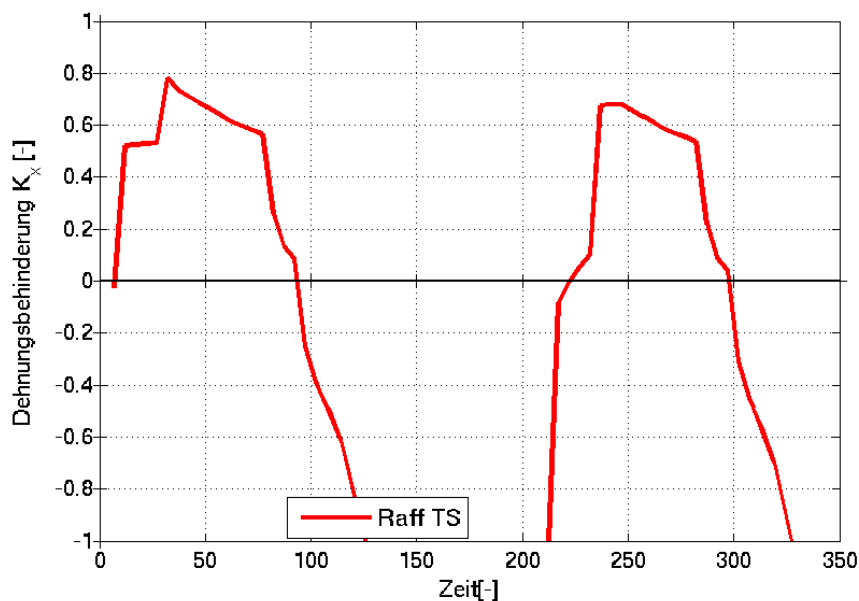


Abbildung 6.10: Verlauf der Dehnungsbehinderung während des thermischen Zyklus

Das Temperaturfeld mit den lokalen Maximaltemperaturen für jeden Ort (Maximaltemperaturfeld) wird bei 75 Sekunden erreicht. Die Dehnungsbehinderung K erreicht ihr Maximum während des Aufheizens auf Maximaltemperatur. Dies kann durch die zeitliche Verschärfung des Temperaturgradienten zwischen Brennraum und umgebender Bauteilstruktur erklärt werden. Dieser räumliche Temperaturgradient kann in Aufheiz- und Abkühlphasen stärker ausgeprägt sein als beim Maximaltemperaturfeld.

Der Effekt der lokalen Steifigkeitsverteilung auf die örtliche Dehnungsbehinderung lässt sich nicht vom dem jeweiligen Temperaturfeld trennen. Die Reaktion in Form von induzierten mechanischen Dehnungen und bestimmaren lokalen Dehnungsbehinderungen ist immer mit einem bestimmten Temperaturfeld verknüpft. Die resultierende Beanspruchung ist also immer thermisch-mechanisch und lässt sich nicht in einen thermischen und einen mechanischen Anteil trennen.

Das Feld der thermischen Dehnungen wird über die Steifigkeitsverteilung des Bauteiles durch ein Feld induzierter mechanischer Dehnungen entsprechend der globalen Einspannbedingung ausgeglichen. Dabei wird in schwächeren, gekerbten Bereichen überproportional mechanische Dehnung induziert zum Ausgleich der thermischen Dehnungen in der Gesamtstruktur. Die vom Temperaturfeld erzeugten thermischen Dehnungen bilden die Triebkraft, die über Bauteilsteifigkeitsverteilung und elastische und nicht-linear pla-

stische Steifigkeit des Werkstoffes in ausgleichende mechanische Dehnungen umgesetzt wird.

Abbildung 6.11 zeigt die Verteilung der Dehnungsbehinderung im Brennraumdach im Nennleistungspunkt. Dabei kann man erkennen, dass es im Bereich der Einlass-Auslass-Ventilstege und der Stege zwischen Zündkerze und Ventilsitzring jeweils zu lokalen Maxima der Dehnungsbehinderung kommt. Im Einlass-Auslasssteg liegen Dehnungsbehinderungen von ca. 0,8 vor. Im Bereich der Stege zwischen Zündkerze und Ventilsitzring werden Werte größer 1,5 erreicht. Dies zeigt, dass je nach lokaler Steifigkeit eine vollständige Dehnungsbehinderung überschritten werden kann und es zu zusätzlicher mechanischer Beanspruchung aufgrund von Umlagerungen kommen kann.

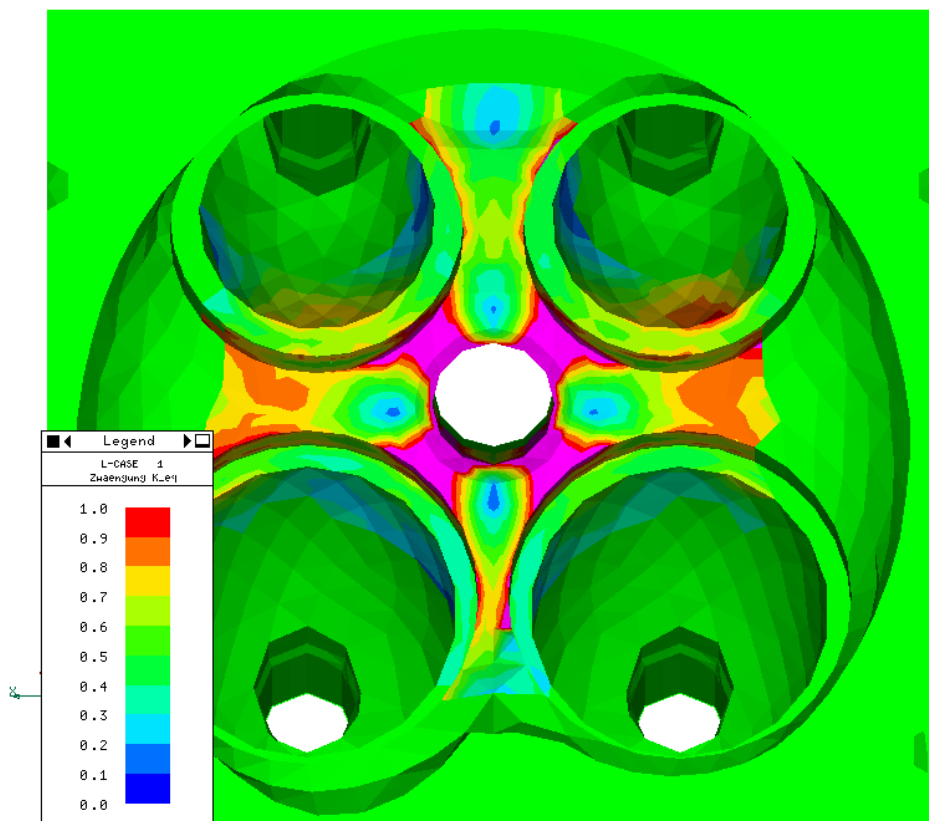


Abbildung 6.11: Verteilung der Dehnungsbehinderung K im Brennraumdach

Im Bauteil Zylinderkopf ergeben sich im heißen Brennraumbereich die Orte maximal induzierter mechanischer Dehnungen in den Stegbereichen zwischen den verschiedenen Funktionselementen. Dabei sind im Allgemeinen vor allem die Stegbereiche betroffen, die in Motorlängsrichtung durch benachbarte Brennräume in der globalen Ausdehnung

behindert sind. Die Stege zwischen den Auslassventilen sind, obwohl thermisch deutlich höher belastet, aufgrund der geringeren Dehnungsbehinderung in Motorquerrichtung mechanisch niedriger belastet. Für die Stegbereiche um die Zündkerze ergibt sich eine Kombination von Dehnungsbehinderung aufgrund der benachbarten heißen Brennräume und innerer Zwängungen im einzelnen Brennraumdach.

6.3.3 Variation der Minimaltemperatur

Die Minimaltemperatur, auf die nach dem Vollastfall abgekühlt wird, wurde variiert und der Einfluss auf die thermisch-mechanische Beanspruchung untersucht. Die thermischen Berechnungen der Aufheiz- und Abkühlvorgänge erfolgten nicht transient. Standardmäßig erfolgt die Rückkühlung auf 20°C. Zusätzlich wurden Untertemperaturen von 60°C und -40°C berechnet. Dabei sollte untersucht werden, wie die lokale mechanische Dehnungsamplitude in einem thermischen Zyklus von der in Abschnitt 6.3.2 beschriebenen Dehnungsbehinderung und der Temperaturschwingbreite abhängt.

Abbildung 6.12 zeigt die berechneten Spannungs-Dehnungshysteresen, der ersten drei Temperaturzyklen am höchstbelasteten Knoten im Einlass-Auslass Ventilsteg für die drei Varianten. Die sich einstellende plastische Dehnschwingbreite und die sich einstellenden Spannungen zeigen keine signifikanten Unterschiede. Die kleineren Abweichungen der Zugspannungen im Bereich des Rückkühlens lassen sich durch eine unterschiedliche Inkrementierung aufgrund der automatischen Schrittweitensteuerung der FE-Berechnung erklären.

Abbildung 6.13 zeigt die mechanische Dehnung über der lokalen Temperatur aufgetragen. Die mechanischen Dehnschwingbreiten für die drei Varianten mit verschiedenen Untertemperaturen sind praktisch gleich. Daraus lässt sich schließen, dass die Variation der Untertemperatur nur eine hydrostatische Dehnungsänderung aufgrund der thermischen Dehnung zur Folge hat, jedoch keine anderen mechanischen Dehnungen induziert werden. Die Induzierung mechanischer Dehnungen, welche zu einer Formänderung und damit zu einer Plastifizierung führen, erfolgt nur aufgrund der thermischen Gradienten im Bauteil, die zusammen mit der Steifigkeitsverteilung im Bauteil aufgrund unterschiedlicher Querschnitte zu einem ausgleichenden mechanischen Dehnungsfeld führen.

Bei transienten Aufheiz- und Abkühlvorgängen resultiert daher zu jedem Zeitpunkt eine

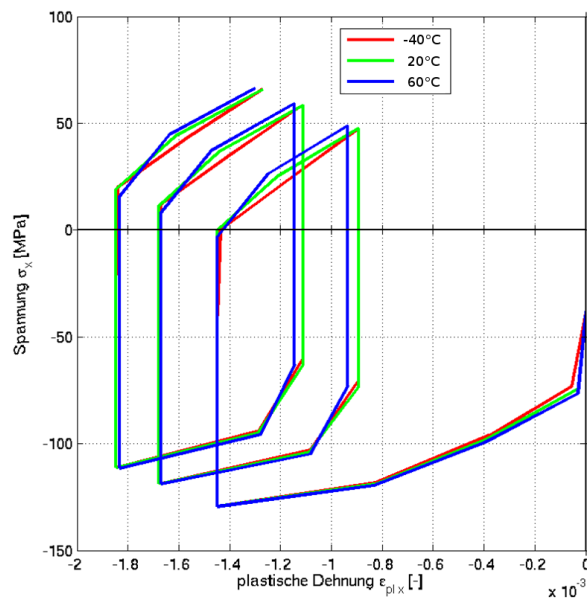


Abbildung 6.12: Spannungs-plastische Dehnungshysteresen für Untertemperaturen von $T_U = -40^\circ\text{C}$ (rot), 20°C (grün) und 60°C (blau)

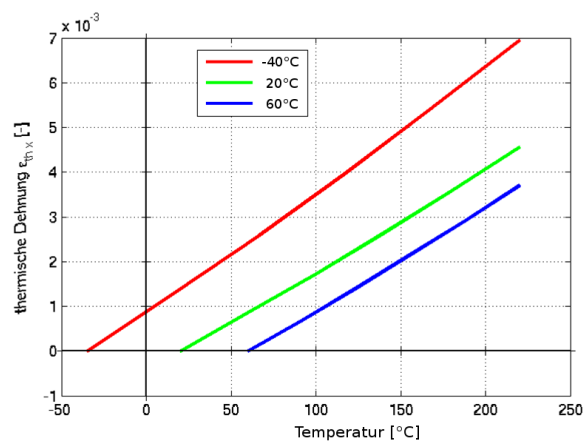


Abbildung 6.13: Mechanische Dehnung gegen Temperatur für Untertemperaturen von $T_U = -40^\circ\text{C}$ (rot), 20°C (grün) und 60°C (blau)

andere Dehnungsbehinderung, welche jeweils zum aktuellen Temperaturfeld gehört. Dabei kann in transienten Vorgängen mit sehr kalten Bauteil- und Medientemperaturen eine Verschärfung der Belastungssituation entstehen. Durch die kalten, äußeren Bereiche des Bauteils, die thermisch träger reagieren, erfolgt in den Aufheiz- und Abkühlphasen eine verstärkte Dehnungsbehinderung des thermisch deutlich schneller reagierenden Brennrumbereiches. Dies kann zu deutlich verschärften Beanspruchungsbedingungen z.B. in Tieftemperaturthermoschocks führen, wie in Abschnitt 6.3.4 beschrieben wird.

6.3.4 Transiente thermische Belastung

Als relevanter Belastungsfall für den Zylinderkopf wird im folgenden Abschnitt die mechanische Beanspruchung im Zylinderkopf bei einem Thermoschockversuch untersucht. Mit der in Abschnitt 6.2.2 beschriebenen Modellierungsmethodik, wurde für einen Thermoschockzyklus die Temperaturfeldanalyse und nachfolgend die thermomechanische Strukturantwort berechnet. Für einen Abgleich der transienten thermischen Antwort wurden gemessene Temperaturverläufe verwendet.

Im Thermoschockversuch wird das zyklische Aufheizen und Abkühlen des Motors bei Start-Stopp-Betrieb im Fahrzeug über die Lebensdauer des Motors in verkürzter und verschärfter Form geprüft. Der Motor wird auf einem speziellen Prüfstand betrieben, auf dem sich schnelle Abkühlzeiten realisieren lassen. Nach einer kurzen initialen Startphase wird der Motor im Punkt maximalen Moments betrieben, danach folgt der Nennleistungspunkt. In diesen Phasen wird das anfänglich kalte Kühlmittel bis zur maximalen Betriebstemperatur aufgeheizt. Sobald das Kühlmittel Maximaltemperatur erreicht folgt die nächste Programmphase, in der der Motor im Leerlauf betrieben wird. In dieser Phase nehmen die Metalltemperaturen im Zylinderkopf sehr schnell ab. Nach der Leerlaufphase wird auf einen zweiten Kreislauf des Kühlmittels umgeschaltet und der Motor mit kaltem Kühlmittel gespült bis sich Motor und die Austrittstemperatur des Kühlmittels auf die Anfangstemperatur des Zyklus abgekühlt haben.

In dieser Weise lässt sich ein kompletter Heiß-Kalt-Zyklus durch Start-Stopp-Betrieb in circa zehn Minuten auf dem Prüfstand darstellen. Alle Motorkomponenten müssen diesen Prüflauf über die Programmlaufzeit schadensfrei überstehen. Dabei werden vor allem Zylinderkopf, Zylinderkopfdichtung und Kolben höchsten Beanspruchungen aus-

gesetzt.

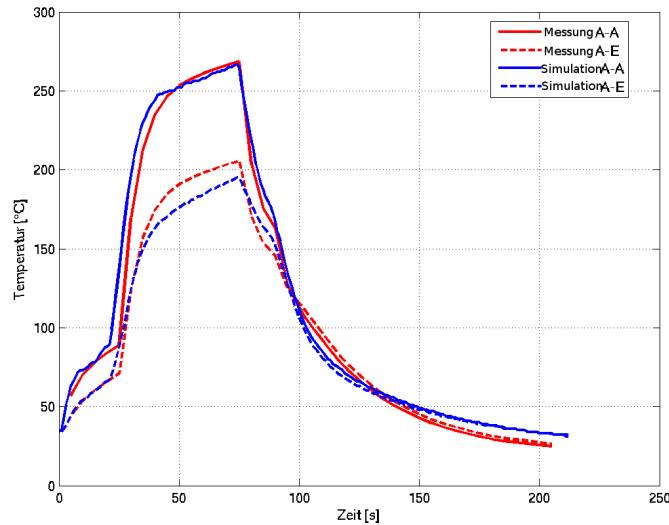


Abbildung 6.14: Zeitlicher Verlauf der gemessenen und berechneten Temperaturen im Thermoschockzyklus (Einlass-Auslassventilsteg: gestrichelte Linie, Auslass-Auslassventilsteg: durchgezogene Linie)

Der Verlauf der berechneten und gemessenen Temperaturen über den Zyklus für die Messstellen im Einlass-Auslassventilsteg und im Auslass-Auslassventilsteg sind in Abbildung 6.14 dargestellt. Durch Anpassung des Aufheiz- und Abkühlverhaltens des Kühlmittels, ausgehend vom gemessenen Kühlmittelverlauf, lässt sich eine gute Übereinstimmung der Temperaturen erzielen.

Abbildung 6.15 zeigt den Verlauf der mechanischen Dehnung über der Temperatur für die kritischen Bereiche im Steg zwischen Einlass- und Auslassventil. Dieser Verlauf ist vergleichend für den transient gerechneten Thermoschockzyklus, sowie einen quasi stationären thermischen Zyklus dargestellt. Für den Thermoschockzyklus wird das Dehnungsminimum kurz vor dem Temperaturmaximum erreicht. Für den Abkühlvorgang ergibt sich ebenfalls eine leichte Phasenverschiebung zwischen Temperatur und Dehnung, welche jedoch zu keiner Überhöhung der mechanischen Dehnung während des Abkühlens im Vergleich zum rückgekühlten kalten Zustand darstellt. Daraus folgt, dass es während des Aufheiz- und Abkühlvorgangs nur zu einer leichten Verschärfung des kritischen Dehnungszustands kommt. Dies kann mit der hohen Temperaturleitfähigkeit der verwendeten Al-Si-Legierungen und der Geometrie im Bereich des Brennraumdachs begründet werden, bei der ein direkter Wärmefluss zum Wassermantel mit nahezu glei-

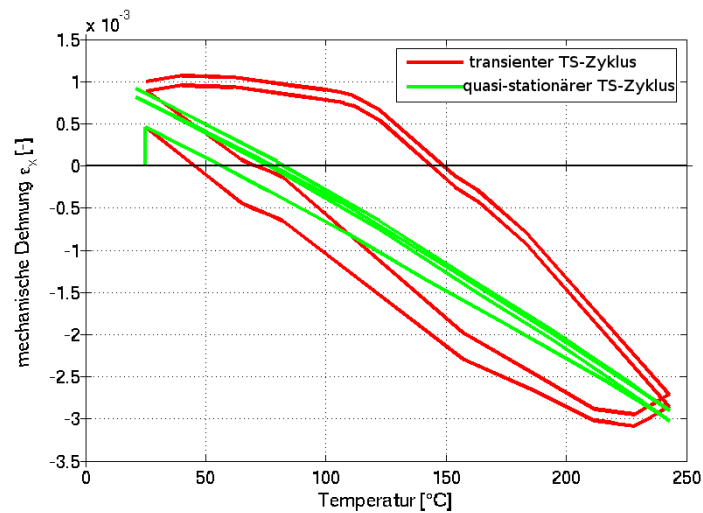


Abbildung 6.15: Verlauf der mechanischen Dehnung über der Temperatur in Motorlängsrichtung für den transienten Thermoschockzyklus (TS-Zyklus) im Vergleich zu einem quasi-stationären Thermoschockzyklus

chen Wandstärken vorliegt. Dadurch kommt es nur zu geringen Unterschieden in den charakteristischen Zeiten der Aufheiz- und Abkühlvorgänge über die gesamte Struktur des Zylinderkopfs. Wie in Abbildung 6.15 deutlich wird, kommt es zwar zu einer Verschärfung der Dehnungsbehinderung beim Aufheiz- und Abkühlvorgang. Dies erhöht die Dehnungsschwingbreite über den gesamten thermischen Zyklus jedoch nur in sehr geringem Maße. Diese Verschärfung der Dehnungsbehinderung kann durch das langsamere Aufheizen und Abkühlen der Außenbereiche des Zylinderkopfs außerhalb des Wassermantels erklärt werden.

6.4 Montage

Ergänzend wurden die Einflüsse des Montagezustands auf die Spannungs-Dehnungsbelastung im TMF-Zyklus untersucht.

6.4.1 Einfluss der Montage

Das Kurbelgehäuse, auf dem der Zylinderkopf verschraubt ist, kann dehnungsbehindernd auf die thermisch-mechanisch kritischen Orte im Zylinderkopf wirken. Dieser Effekt wurde für den BMW Reihensechszylindermotor durch eine Simulation mit und ohne Berücksichtigung der Montage auf dem Kurbelgehäuse und der verschiedenen Funktionselemente des Zylinderkopfs untersucht. Dies erfolgte bei gleicher zyklisch thermischer Belastung, wie in Abschnitt 6.1 beschrieben.

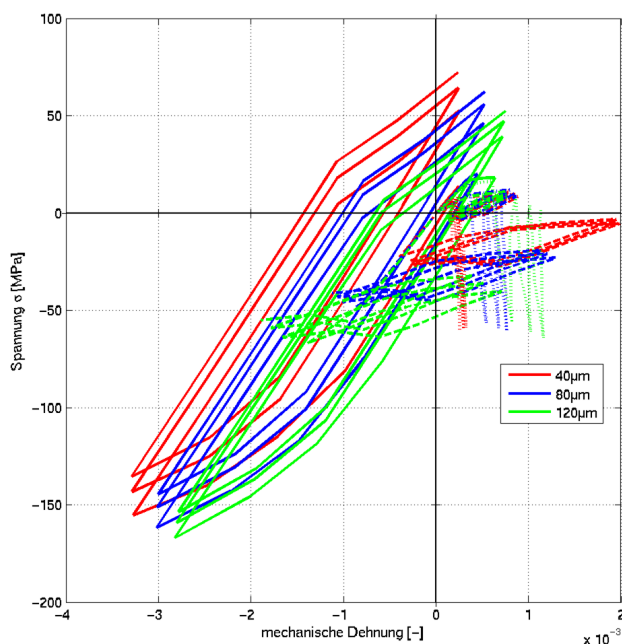


Abbildung 6.16: Vergleich der Spannungs-Dehnungshysterese für thermische Zyklen mit und ohne Montage des Zylinderkopfs auf dem Kurbelgehäuse im Einlass-Auslass-Ventilsteg

In Abbildung 6.16 sind die Spannungs-Dehnungshysterese im Einlass-Auslassventilsteg für die beiden Modelle zu sehen. Das Einpressen der Sitzringe führt zum Aufbau von Zugspannungen nach der Montage. Durch den Entfall dieses Effektes verschiebt sich die Hysterese im unmontierten Zustand zu deutlich negativer Mitteldehnung und es ergibt sich ein leichter Ratchetting-Effekt. Die Pfeile zeigen die mechanische Dehnungsschwingbreite für die beiden Zustände von jeweils $\Delta\varepsilon_{me} = 0,35\%$. Die mechanische Dehnungsamplitude in Motorlängsrichtung ist durch das fehlende Kurbelgehäuse kaum beeinflusst. Daraus wird ersichtlich, dass das Al-Mg-Verbundkurbelgehäuse aufgrund

seines thermischen Ausdehnungsverhaltens, welches ähnlich dem Al-Si-Zylinderkopf ist, eine sehr geringe Verschärfung der Dehnungsbehinderung im Einlass-Auslassventilsteg bewirkt.

Für eine korrekte Repräsentation der Steifigkeitsverteilung ist die Simulation des Montageverbundes aus Zylinderkopf und Kurbelgehäuse jedoch von entscheidender Bedeutung. Zum einen, da die Einflüsse der Temperaturverteilung im Motor, zum anderen da auch der gewählte Werkstoff für das Kurbelgehäuse (z.B. Grauguss) mit seiner thermischen Ausdehnung die Dehnungsbehinderung im Zylinderkopf und damit die resultierende Spannungs-Dehnungshysterese an kritischen Orten beeinflussen können.

6.4.2 Einfluss der Sitzringe

Die Sitzringe der Ventile übernehmen einen großen Anteil der Wärmeabfuhr des Ventils [8]. Die Ventilsitzringe werden mit einem Übermaß auf den Nenndurchmesser gefertigt, um eine ausreichende Verpressung über die Motorlebensdauer zu gewährleisten. Das Übermaß muss eine ausreichende Verpressung bei Setzverlusten aufgrund der Aluminiumalterung und der Wechsellastifizierung der Ventilstege garantieren.

Das Sitzringübermaß bestimmt wesentlich den Ausgangspunkt des thermisch-mechanischen Beanspruchungszyklus im Ventilsteg. Der Einfluss des Übermaßes der verpressten Sitzringe wurde anhand einer Variation der Übermaße untersucht. Dazu wurden drei Berechnungen mit Montage der Sitzringe mit Übermaßen von $40\ \mu\text{m}$, $80\ \mu\text{m}$ und $120\ \mu\text{m}$ und anschließender thermischer Zyklisierung durchgeführt; die Ergebnisse zeigt Abbildung 6.17. Die durch den thermischen Zyklus hervorgerufenen Dehnschwingbreiten der verschiedenen Zustände sind gleich. Mit abnehmender Überdeckung steigen aber die Zugspannungen im rückgekühlten Zustand.

Das Sitzringübermaß hat also einen Einfluss auf die Lage der Spannungs-Dehnungshysterese, jedoch nur einen untergeordneten auf die sich einstellende Dehnschwingbreite und die maximalen Spannungen. Die Dehnschwingbreite hängt also primär von Temperaturfeld und Steifigkeitsverteilung im Zylinderkopf ab. Die Beeinflussung der Steifigkeit durch die Übermaße der verpressten Sitzringe ist sekundär.

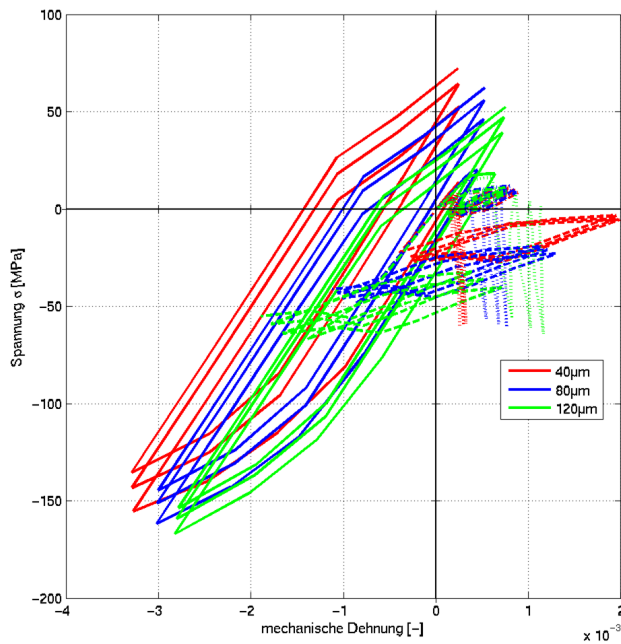


Abbildung 6.17: Spannungs-Dehnungshysteresen für Sitzringübermaße von $40 \mu m$, $80 \mu m$ und $120 \mu m$; Komponente x: gestrichelt, y: durchgezogen, z: gepunktet der Normalrichtungen

6.5 Mehrachsigkeit

Grundsätzlich wird oft von einer Mehrachsigkeit der Beanspruchung im Zylinderkopf ausgegangen. Um die Mehrachsigkeit anhand des deviatorischen und des hydrostatischen Anteils der Spannung zu verstehen, wird zum einen der zeitliche Verlauf der Hauptspannungen betrachtet und zum anderen das Verhältnis von Von Mises Spannung als deviatorischem Spannungsskalar und der hydrostatischen Spannung für den TMF-Belastungszyklus im Zylinderkopf untersucht.

6.5.1 Hauptspannungs–Zeitverlauf

Der zeitliche Verlauf der größten und kleinsten Hauptspannung gibt Aufschluss über den Spannungszustand. Für einen rein einachsigen Spannungszustand ist nur eine der Hauptspannungen ungleich null. Sind größte und kleinste Hauptspannung betragsmäßig gleich groß, handelt es sich um einen reinen Schubspannungszustand [176].

In Abbildung 6.18 wird der zeitliche Verlauf der Hauptspannungen am thermisch-mechanisch kritischen Ort im Ventilsteg gezeigt. Nach der Montage zu Beginn des Zeitverlaufs liegt

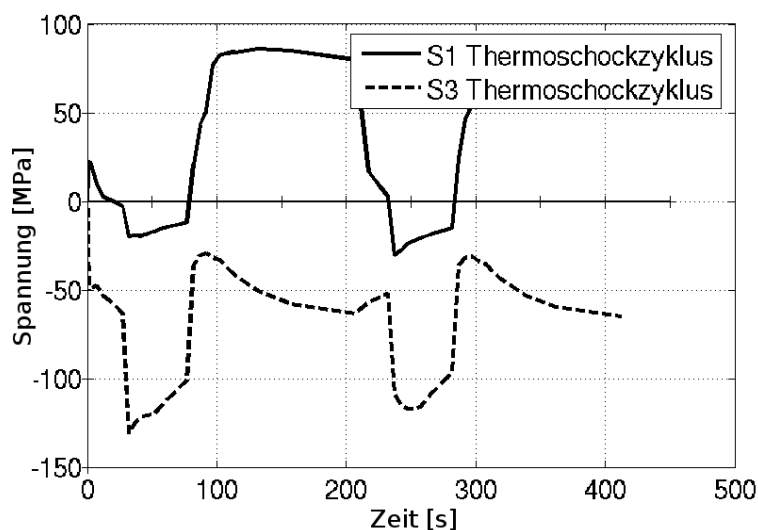


Abbildung 6.18: Hauptspannungs-Zeitverlauf (S1 maximale Hauptspannung, S3 minimale Hauptspannung) am kritischen Ort im Ventilsteg

ein Druckspannungszustand mit leichten Schubspannungsanteilen vor. Zu diesem Zeitpunkt ist der Betrag der kleinsten Hauptspannung σ_3 deutlich größer als die größte Hauptspannung σ_1 . Die maximalen Temperaturen im Zylinderkopf werden bei 80 Sekunden erreicht. Hier hat man einen deutlich ausgeprägten Druckspannungszustand. Die größte Hauptspannung nimmt einen negativen Zahlenwert an. Bei 200 Sekunden ist der thermische Zyklus abgeschlossen und die Untertemperatur wieder erreicht. Die größte Hauptspannung σ_1 ist bestimmend und gleichzeitig hat auch die kleinste Hauptspannung σ_3 betragsmäßig im Vergleich zum Ausgangszustand nach der Montage deutlich zugenommen. Das heißt durch die Wechselplastifizierung über den thermischen Zyklus hat sich der Schubspannungszustand verstärkt.

6.5.2 Vergleich des Spannungsverhältnisses von Bauteil und Probe

Abbildung 6.19 stellt den Verlauf der Von Mises Spannung als deviatorischem Spannungsskalar gegen die hydrostatische Spannung der Probe im eindimensionalen TMF-

Werkstoffversuch und im Ventilsteg des Zylinderkopfs dar. Es zeigt sich, dass sich die Belastungspfade im TMF-Versuch und im Bauteil gleichen.

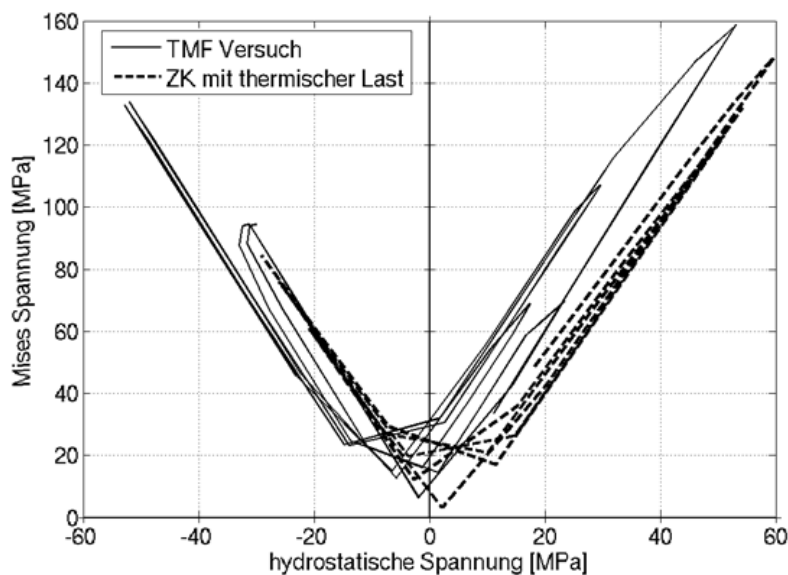


Abbildung 6.19: Von Mises Spannung über hydrostatischer Spannung für TMF OP Versuch und thermoschockbelasteten Zylinderkopf

Die weitestgehende Einachsigkeit der zyklischen Thermoschockbelastung im Zylinderkopf folgt aus dem Verhältnis von deviatorischer zu hydrostatischer Spannung. In diesem Aspekt wird der TMF-Out-of-Phase Versuch als geeignete Versuchsführung für die Lebensdauercharakterisierung eines Zylinderkopfes bestätigt. Ferner zeigt sich, dass statische Vorlasten aus Montage und Eigenspannungen eine Vordehnung zur Folge haben, die jedoch keinen Einfluss auf die Lebensdauer unter TMF Bedingungen haben [126,177].

6.6 Dehnrade

In der Literatur wird für Al-Si-Gusslegierungen ein Einfluss der Dehnrade auf die resultierenden Spannungen gezeigt. Dieser Effekt ist je nach Legierung und Wärmebehandlung unterschiedlich stark ausgeprägt. Abbildung 6.20 zeigt die Reaktion der Spannungen auf Dehnraten von $10^{-3}\frac{1}{s}$, $10^{-4}\frac{1}{s}$ und $10^{-5}\frac{1}{s}$ im dehnungsgesteuerten LCF Versuch mit einer Haltezeit bei maximaler Totaldehnung von 180s bei 250°C an der Legierung AlSi10Mg T6.

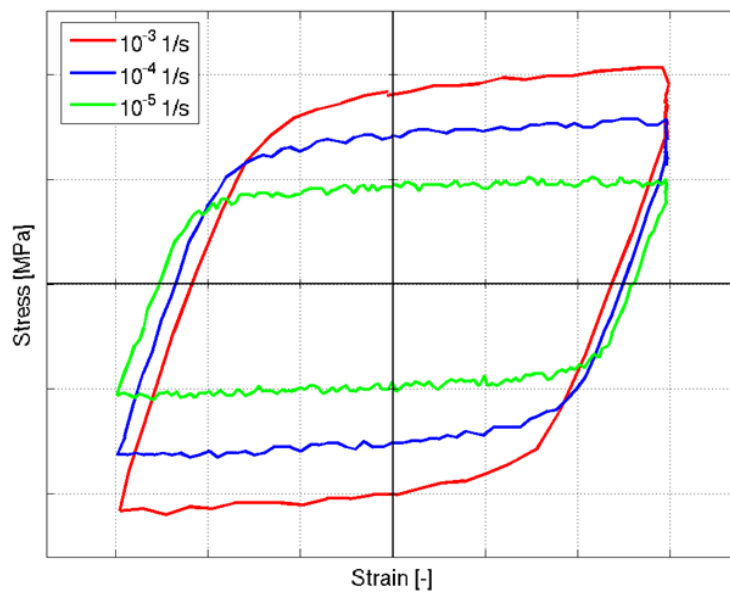


Abbildung 6.20: Dehnratenabhängigkeit der $\sigma - \varepsilon_{me}$ - Hysteresen für drei verschiedene Dehnraten im isothermen LCF Versuch bei 250°C an einer AlSi10Mg T6 [49]

Für eine Beurteilung der im Motorbetrieb auftretenden Dehnraten ist in Abbildung 6.21 die Dehnrates über der Temperatur am TMF-kritischen Ort für einen Thermoschockzyklus dargestellt.

Es zeigt sich, dass in einem Thermoschockversuch Dehnraten zwischen $10^{-3} \frac{1}{s}$ und $10^{-6} \frac{1}{s}$ überstrichen werden. Daraus ergibt sich, dass eine Dehnratesensitivität der Legierung gegebenenfalls im Versuch ermittelt und für die Berechnung modelliert werden muss.

6.7 HCF Überlagerung

6.7.1 TMF-HCF Werkstoffversuch

In den Arbeiten von Henne [49] und Luft [52] wird das Lebensdauerverhalten von Al-Si-Gusslegierungen unter TMF und TMF-HCF Beanspruchung untersucht [48, 49]. Dabei wird ein Schwellenwert für die dem TMF Versuch überlagerte HCF Dehnungs-

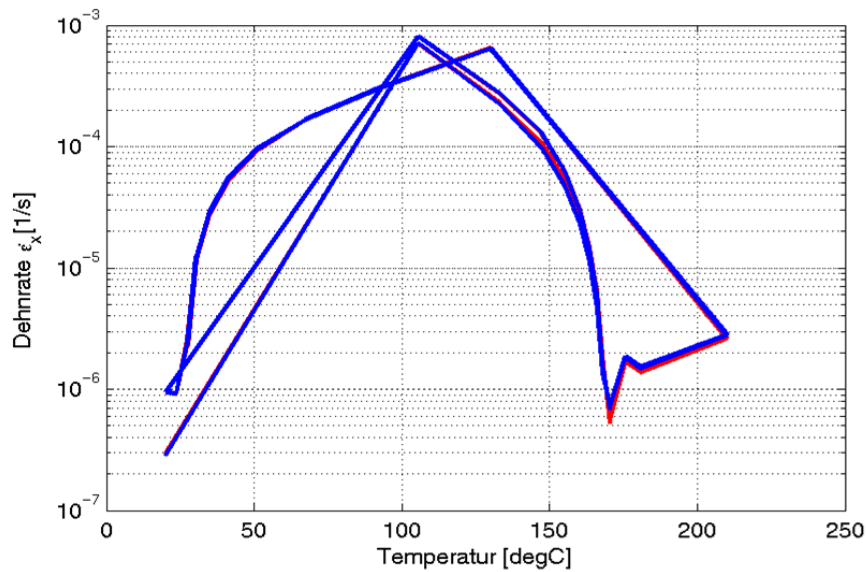


Abbildung 6.21: Dehnrate für den Thermoschocktemperaturzyklus an der kritischen Stelle

amplitude gefunden, unterhalb dem eine Überlagerung zu keiner zusätzlichen Lebensdauerabnahme führt. Dieser Schwellenwert kann je nach untersuchtem Werkstoff von Maximaltemperatur, Haltezeit und Frequenz abhängig oder unabhängig sein. Die gefundenen Schwellenwerte für die überlagerten HCF-Dehnungsamplituden liegen zwischen $\varepsilon_{a,t}(HCF) \approx 0.01\%$ und 0.04% . Bei höheren HCF-Totaldehnungsamplituden kann eine überlagerte HCF-Beanspruchung die Lebensdauer relativ zur reinen TMF Beanspruchung dramatisch reduzieren.

6.7.2 TMF-HCF Bauteilbeanspruchung

Für eine Betrachtung der im Brennraumbereich und damit an den potentiell TMF-kritischen Orten auftretenden Dehnungsamplituden wurde eine Berechnung für den maximalen Gasdruck bei Betriebstemperatur durchgeführt. Abbildung 6.22 zeigt die Von Mises Dehnschwingbreiten im Brennraumdach. Eine maximale Dehnschwingbreite von $\Delta\varepsilon_t(HCF) \approx 0.1\%$ wird nur in den äußeren Bereichen der Brennraumkalotte überschritten. Diese Bereiche sind biegeweicher und weisen größere Flächen auf. Dort ist jedoch die auftretende Maximaltemperatur mit deutlich kleiner 200°C geringer als in den versagenskritischen Bereichen. Zudem ist dort die Dehnungsbehinderung geringer; man kann

an diesen Orten von einer fast reinen HCF Beanspruchung sprechen. Im Gegensatz dazu sind die heißeren, stark dehnungsbehinderten und damit TMF kritischen Orte der Ventil- und Zündkerzenstege durch die Ein- und Auslasskanäle und die Zündkerze steifer angebunden und weisen geringere HCF Dehnschwingbreiten zwischen $\varepsilon_{a,t}(HCF) \approx 0.01\%$ und 0.025% auf.

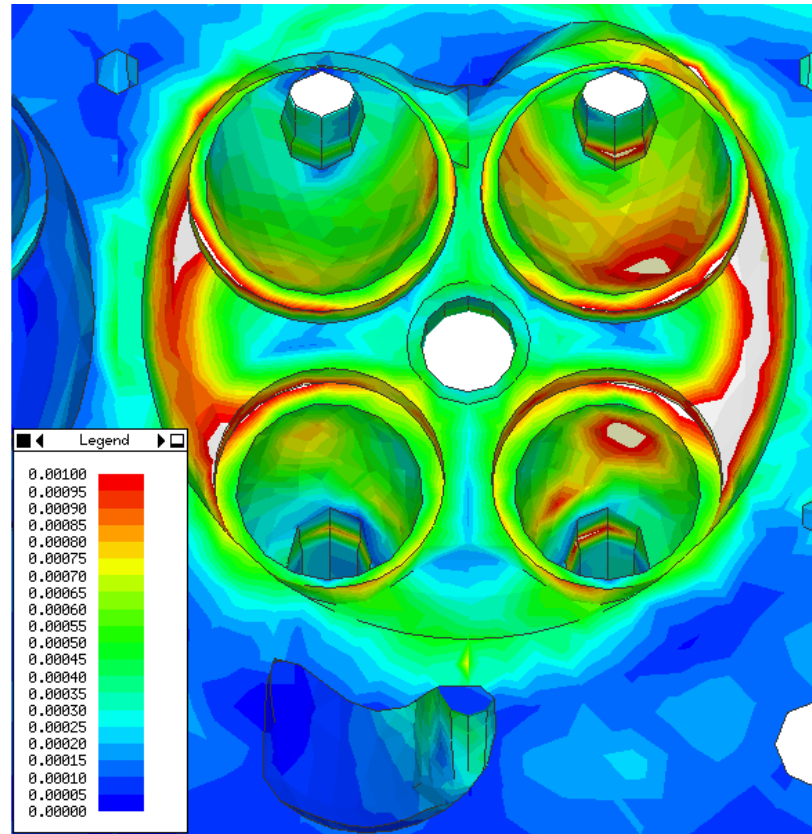


Abbildung 6.22: Aus dem Gasdruck resultierende von Mises HCF Dehnschwingbreiten

Die auftretenden Werte entsprechen für TMF-kritische Orte damit den im einachsigen Werkstoffversuch beobachteten Schwellenwert. Im Gegensatz zum einachsigen Werkstoffversuch sind die TMF- und HCF-Dehnungsamplituden im Bauteil Zylinderkopf nicht gleichsinnig orientiert. Die TMF-Dehnungsamplitude wirkt in der Brennraumbene, die HCF-Dehnungsamplitude wirkt in den steifen Bereichen jedoch in Hochrichtung und kann sich damit nicht in gleichem Maß wie im Werkstoffversuch schädigungstreibend auf Mikrorisse auswirken, da eine Umorientierung des Risses nötig wäre. Die Schwellenwerte aus den TMF-HCF-Untersuchungen können von daher als untere Schranke betrachtet werden.

6.8 Entfestigung und resultierende Zwängung

Die in Abschnitt 2.2.4 beschriebene Aushärtung der Al-Si-Gusslegierungen führt bei den Betriebstemperaturen im Motor zu Alterungserscheinungen in heißen Bereichen. Im folgenden Abschnitt wird untersucht, welche Auswirkungen der damit einhergehende Festigkeitsverlust auf die Steifigkeit und die resultierenden mechanischen Dehnungsamplituden im TMF-Zyklus hat. Für diese Betrachtung wurde ein stark vereinfachtes Alterungsmodell verwendet (im Vergleich zu dem Modell in Abschnitt 5.2), das drei unterschiedliche abstrakte Materialverhalten darstellen kann. Ziel war es zu untersuchen in wie weit die resultierende Dehnungsbehinderung (vergleiche Abschnitt 6.3.2) vom aktuellen Materialverhalten abhängt. Für diese Untersuchung wurden Geometrien für den Werkstoffversuch und den bauteilnahen Versuch im Vergleich zum Zylinderkopf im Motor herangezogen. Dies soll die Frage beantworten inwiefern Werkstoffvergleiche aus Versuchsgeometrien auf die Beanspruchung im Zylinderkopf übertragbar sind.

6.8.1 Materialverhalten

Die Auswirkung unterschiedlicher Überalterungscharakteristika sollte untersucht werden. Dazu wurden zu Vergleichszwecken zwei Materialverhalten aus den bekannten Alterungserscheinungen bei Al-Si-Mg und Al-Si-Cu Legierungen abstrahiert [178]. Material A und B haben leichte Verfestigungstendenz bei Auslagerungen um 150°C und Entfestigung bei Auslagerungen ab 200°C. Dabei entfestigt Material A über 200°C sehr stark und zeigt damit das für kupferfreie Legierungen vom Typ Al-Si-Mg typische Verhalten. Material B hat das für die Legierungsklasse Al-Si-Cu typische Verhalten. Material C verfestigt mit steigender Auslagerungstemperatur immer stärker. Dies ist ein hypothetisches Materialverhalten, das keiner klassischen Al-Si-Legierung entspricht, sondern wurde zu Verständniszwecken eingeführt. Alle Materialien haben im ungealterten Ausgangszustand die gleiche temperaturabhängige Festigkeit und damit identische Materialparameter des Verformungsmodells. Zusätzlich wurde jedes geometrische Modell mit dem ungealterten Materialverhalten (Material N) untersucht, um den Ausgangszustand bzw. neutrales Verformungsverhalten vergleichen zu können.

Das Verformungsmodell für die generischen Materialverhalten (A, B, C und N) besteht aus einer einfachen Alterungssubroutine und dem *ABAQUS COMBINED* Materialm-

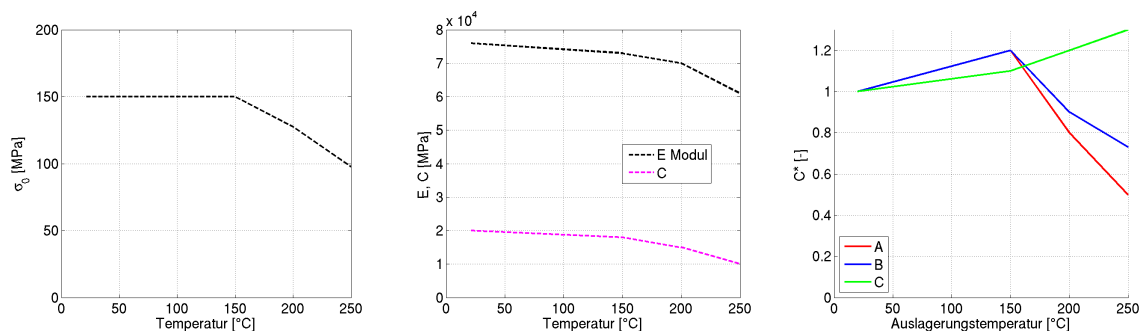


Abbildung 6.23: Temperaturabhängigkeit der Materialparameter, Fließgrenze des nicht ausgelagerten Materials (links), E Modul und plastischer Verfestigungskoeffizient (Mitte), Verfestigungskoeffizient der Fließgrenze (rechts) bei verschiedenen Auslagerungstemperaturen

odell, als rein nichtlinear kinematisches Plastizitätsmodell. Die Subroutine für die Alterung beschreibt keinen zeitlichen Verlauf der Festigkeit, sondern nur den Ausgangs- und den stabilisierten Endzustand als Funktion der lokalen Temperatur. Die unmittelbare Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze, die Werte der zyklischen Verfestigungsparameter, sowie des E-Moduls und der physikalischen Eigenschaften werden durch Temperaturenlagerung nicht verändert. Das unterschiedliche Alterungsverhalten der drei Materialien hat nur Auswirkung auf die Fließgrenze, aber nicht auf die plastische Verfestigung. Abbildung 6.23 zeigt die Temperaturabhängigkeit der Fließgrenze im ungealterten Zustand, die für alle drei Materialvarianten einheitlich ist und gleichzeitig zu Material N gehört. E-Modul und plastischer Verfestigungskoeffizient C im mittleren Bild sind nicht von der Auslagerung abhängig. Der Parameter γ , der Nichtlinearität der kinematischen Verfestigung, hat für alle Varianten den temperaturunabhängigen Wert 1000. Im rechten Bild ist die relative Veränderung der Fließgrenze zum stabilisierten Zustand für verschiedene Auslagerungstemperaturen zu sehen.

6.8.2 Untersuchte Geometrien

Der Einfluss der drei Materialverhalten (A, B, C, und N) auf die sich mit der Alterung verändernde Dehnungsbehinderung wurde an verschiedenen thermisch-mechanisch beanspruchten Körpern untersucht. Es wurden Prüfkörper für Werkstoffversuche unter thermisch-mechanischer Beanspruchung und Zylinderköpfe untersucht, um den Einfluss unterschiedlich starker Temperaturgradienten und verschiedene Größen des maximal

beanspruchten Volumens zu untersuchen. Die untersuchten Modelle und Temperaturbelastungen sind im Folgenden beschrieben.

Einzelement

Es wurde ein Einzelement mit zyklischer Temperaturbeanspruchung zwischen 50 °C und 250 °C simuliert. Das Einzelement entspricht dem Messstreckebereich in einem TMF Out of Phase Versuch an einer Prüfmaschine mit idealer Dehnungs- und Temperaturregelung. Das beanspruchte Volumenelement erfährt eine über die Versuchslaufzeit konstante mechanische Dehnungsamplitude bei voller Behinderung der thermischen Ausdehnung.

Probe

Zum Vergleich wurde eine Probe im unregulierten TF-Versuch mit starrer Einspannung und ohne Dehnungsregelung simuliert. Die Probe hat im Bereich der Messstrecke auf 10 mm Länge eine Temperatur von 250 °C. Die Temperatur fällt bis zum Einspannbereich auf 50 °C ab (vgl. Abb. 6.24). Die Probe ist an den Einspannbereichen in Probenlängsrichtung beidseitig starr eingespannt.

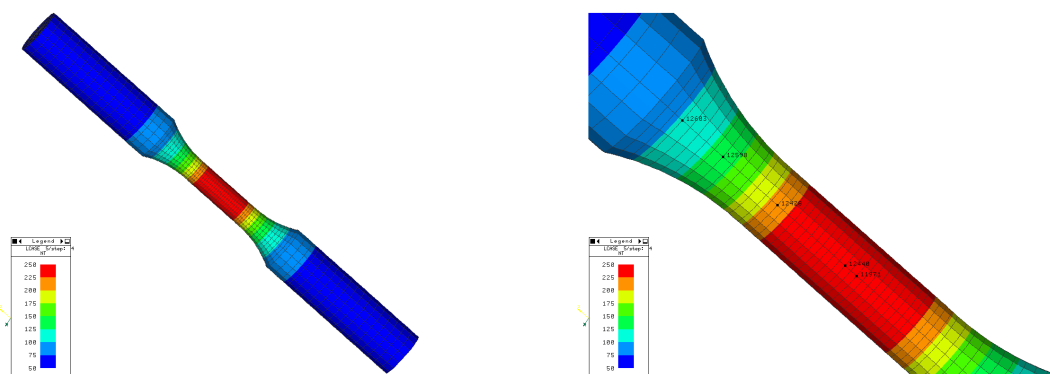


Abbildung 6.24: Temperaturverteilung der Versuchsprobe

Lochplatte

Für vergleichende Werkstoffrankings hinsichtlich TMF-Beanspruchung werden Lochplatten verwendet, um leicht mehrachsige, bauteilähnliche Beanspruchungszustände darzustellen. Eine Lochplatte dieser Art stellt eine Vereinfachung des kritischen Ventilsteiges im Zylinderkopf dar und wurde simuliert.

Die modellierte Lochplatte hat quadratische Abmessung mit einer Kantenlänge von 100 mm und die Dicke beträgt 10 mm. Die beiden Löcher haben einen Durchmesser von 25 mm. Der Steg zwischen den beiden Löchern hat eine Breite von 10 mm. Die Temperatur im Steg beträgt im heißen Zustand 250 °C und fällt auf 50 °C am Rand der Platte ab (vgl. Abb. 6.25). Die Platte ist in Steglängsrichtung fest eingespannt. Nach drei Temperaturzyklen im ursprünglichen Materialzustand erfolgen drei Temperaturzyklen mit stabilisierten Werkstoffzuständen.

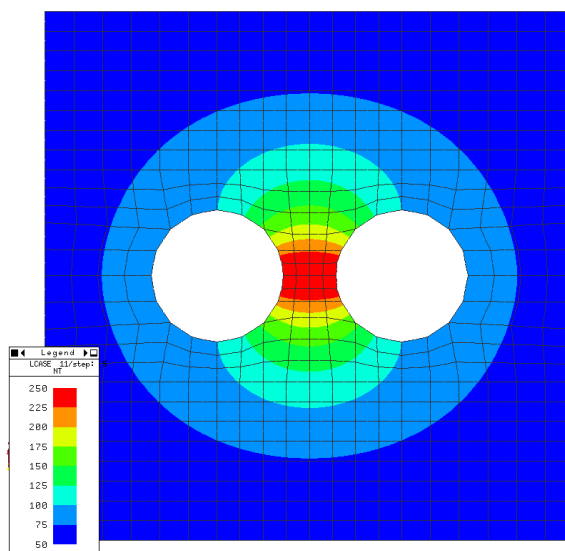


Abbildung 6.25: Temperaturverteilung der Lochplatte

Thermoschockversuch eines Zylinderkopfsegmentes

In der BMW Gießerei existiert ein Prüfstand für Relativvergleiche der Temperaturwechselbeständigkeit verschiedener Werkstoffe. Ein Brennraumsegment wird abwechselnd durch einen Gasbrenner erhitzt und durch eine Wasserdusche abgeschreckt. Durch opti-

sche Prüfung wird der Anriss detektiert und die ertragbare Lastwechselzahl für vergleichende Auswertung festgehalten. Abbildung 6.26 zeigt das Temperaturfeld und die kritischen Bereiche in einem Brennraumsegment aus einem direkteinspritzenden BMW Zylinderkopf bei zyklischer Temperaturbeanspruchung auf dem Prinzip-Thermoschockprüfstand. Das Brennraumsegment wird brennraumseitig endbearbeitet und wird in der Höhe parallel zur Brennraumdichtfläche gekürzt. Es wurde eine transiente Temperaturrechnung mit zwei konzentrischen Wärmeeintragsbereichen für den Gasbrenner, konvektivem Wärmeübergang an die Umgebungsluft und einer hohen konvektiven Wärmeabfuhr für das Wasserabschrecken durchgeführt. Die Zykluszeiten wurden entsprechend den Versuchszeiten gewählt und die Wärmeeinträge so eingestellt das sich ein Temperaturniveau im Bereich des gemessenen Niveaus ergibt.

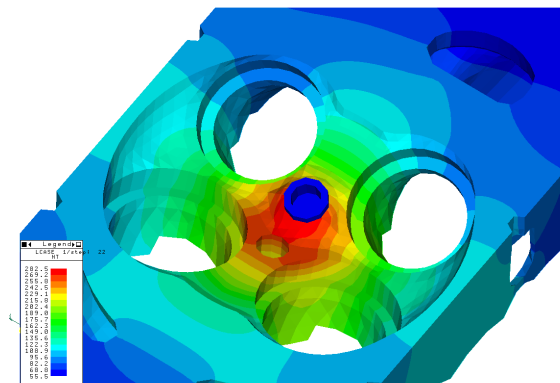


Abbildung 6.26: Temperaturverteilung im ZK-Segment während des Bauteil Thermoschockversuches

In der Lebensdauerabschätzung zeigen sich anrisskritische Bereiche zwischen Injektorbohrung und Einlassventilen und zwischen Zündkerze und Auslassventilen. Im Versuch traten Risse zwischen Injektorbohrung und Einlassventilen auf. Die Auswertung der Beanspruchung für die verschiedenen Verformungsmodelle erfolgte an der Injektorbohrung.

Zylinderkopf Reihensechszylinder

Die Interaktion zwischen Entfestigungsverhalten und lokaler Beanspruchung wurde auch an einer komplexen Zylinderkopfgeometrie mit realen Temperaturfeldern untersucht.

Es wurde das in Abschnitt 6.1 beschriebene Segmentmodell mit zwei unterschiedlichen Kühlungsrandbedingungen bewertet, um den Einfluss eines veränderten Temperaturfeldes bei gleicher Geometrie zu untersuchen. Abbildung 6.27 zeigt die Temperaturverteilung für die beiden betrachteten Temperaturfelder mit 3500 und 5500 l/h Kühlmittelvolumenstrom.

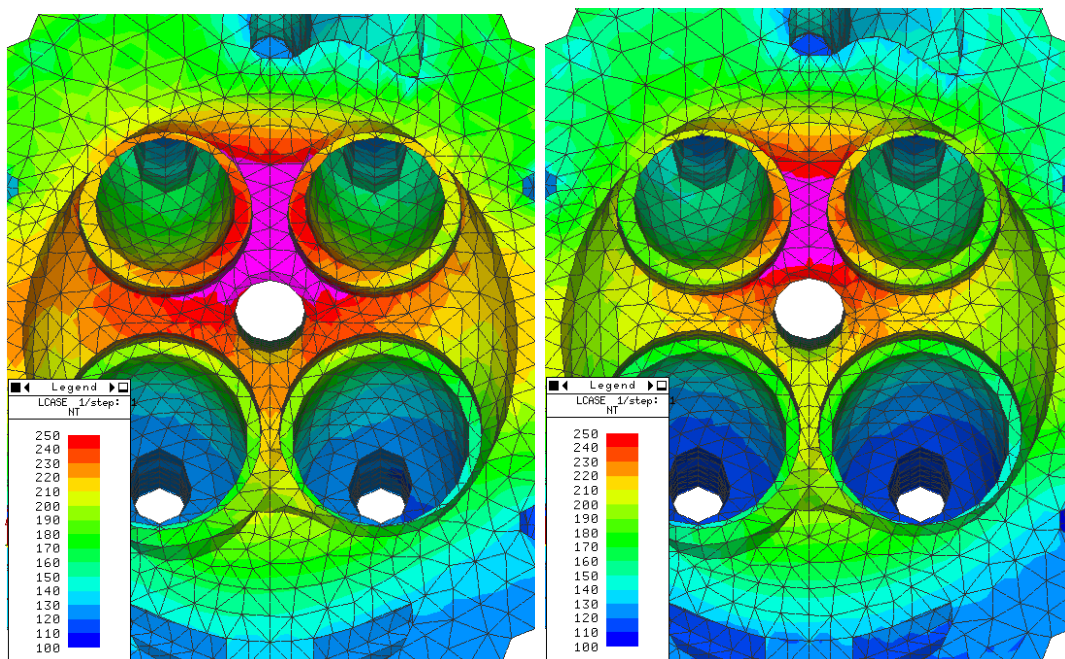


Abbildung 6.27: Temperaturverteilung im Brennraumbereich des Zylinderkopfes für 3500 (links) und 5500 l/h (rechts) Kühlmittelvolumenstrom

Zusätzlich zu der klassischen Zylinderkopfgeometrie mit Saugrohreinspritzung wurde ein Zylinderkopf mit Direkteinspritzung untersucht. Abbildung 6.28 zeigt die Temperaturverteilung für diesen Zylinderkopf und detailliert für Zylinder 4. Die Maximaltemperatur wird ebenfalls im Steg zwischen den Auslassventilen erreicht.

Die Temperaturverteilung an den thermisch-mechanisch höchstbelasteten Stellen ist in Abbildung 6.29 in Quer- und Längsschnitt zu sehen. Vor allem in Richtung des Wassermantels sind starke Temperaturgradienten zu erkennen. Die Temperaturhistorie berücksichtigt auch für den Zylinderkopf sechs heiß-kalt Wechsel, wobei zwischen drittem und viertem Zyklus von ursprünglichem auf stabilisiertes Materialverhalten gewechselt wird.

Für beide Zylinderkopfgeometrien erfolgte eine quasi-stationäre thermische Zyklierung.

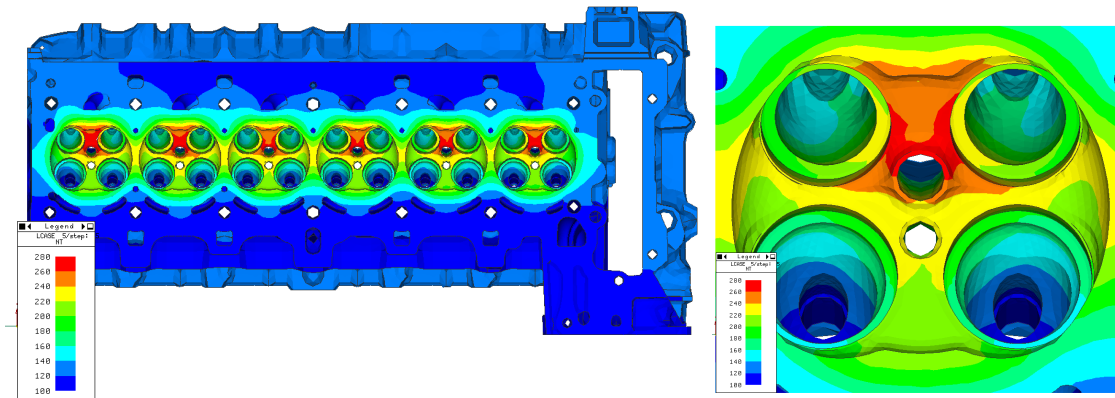


Abbildung 6.28: Temperaturverteilung des Zylinderkopfes mit Direkteinspritzung Gesamtübersicht und Zylinder 4

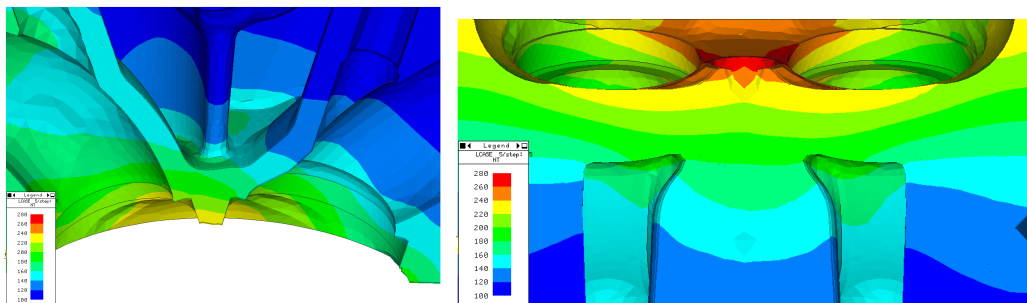


Abbildung 6.29: Temperaturverteilung in Quer- und Längsschnitt

6.8.3 Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der thermisch-mechanischen Simulationen mit den Material A, B, C und N für die untersuchten Geometrien dargestellt.

Einzelement

Die mechanische Dehnungsamplitude für das in Längsrichtung starr eingespannte Element ergibt sich zu jeder Zeit direkt aus der Beziehung $\varepsilon_{me} = -\alpha\Delta T$. Damit entspricht die Beanspruchung einem perfekt dehnungskontrollierten TMF-OP-Versuch mit vollständiger Behinderung der thermischen Dehnung. Dieser Zustand wird im Dehnungs-regelten TMF-Versuch durch sorgfältige thermische Kalibrierung und Regelung angestrebt.

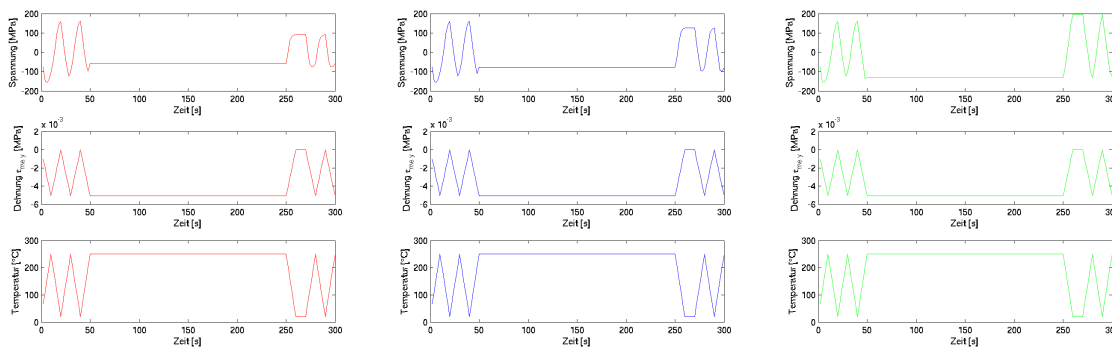


Abbildung 6.30: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C im Einzelement

Abbildung 6.30 zeigt die Zeitverläufe für Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur. Zwischen 50 und 250 Sekunden findet die Auslagerung und damit die Ver- oder Entfestigung je nach Materialtyp statt. Man sieht in den Zeitverläufen die Reaktionen in der Spannung auf die veränderten mechanischen Kennwerte.

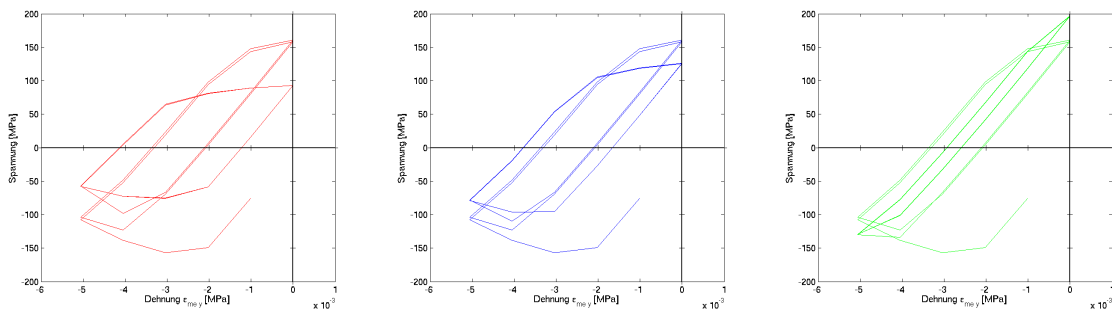


Abbildung 6.31: Spannungs Dehnungshysteresen A, B, C im Einzelement

Die Hysteresen der verschiedenen Materialtypen zeigen deutliche Veränderungen nach der Auslagerung durch die verschiedenen Ver- und Entfestigungen, siehe Abbildung 6.31. Die Materialien A und B zeigen deutlich reduzierte Spannungen nach der Auslagerung. Die plastische Dehnungsamplitude erhohlt sich dabei. Material C zeigt durch seine Verfestigungstendenz erhohlte Maximalspannung bei verringerter plastischer Dehnungsamplitude.

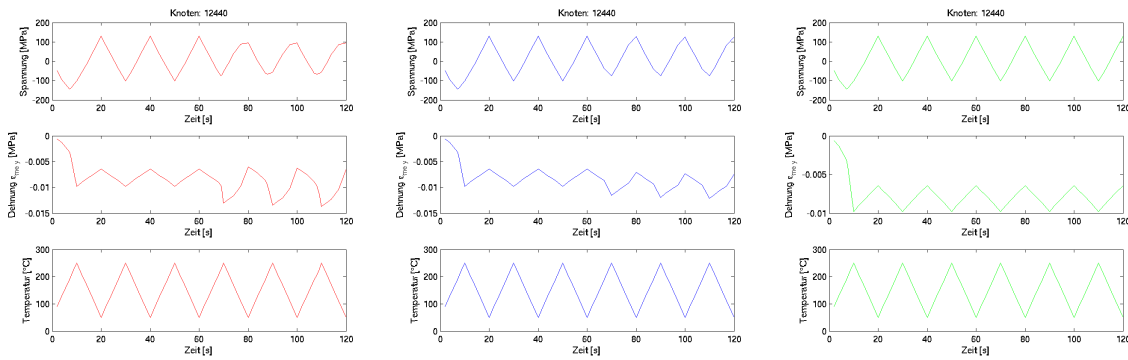


Abbildung 6.32: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C in der Messstrecke

Probe

Abbildung 6.32 zeigt die Zeitverläufe für Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur für den Knoten 12440 in der Messstrecke der starr eingespannten TMF-Probe für die verschiedenen Materialien A, B und C. Durch die starke Entfestigung mit der Auslagerung von Material A ergibt sich eine starke Zunahme der mechanischen Dehnungsamplitude, siehe auch Abbildung 6.33. Die erhöhte mechanische Dehnungsamplitude führt zusammen mit der abgesunkenen Festigkeit zu einer deutlich erhöhten plastischen Dehnungsamplitude.

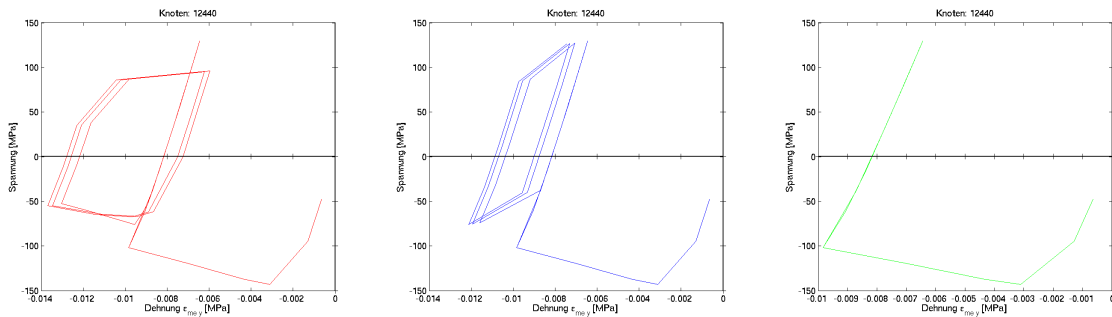


Abbildung 6.33: Spannungs-Dehnungshysteresen A, B, C in der Messstrecke

Abbildung 6.34 zeigt die Zeitverläufe für Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur im Übergang der Probe. Bei den entfestigenden Materialien A und B kann man eine Abnahme der mechanischen Dehnungsamplitude im stabilisierten Zustand erkennen. Durch die starke Entfestigung im Messstreckenbereich entlasten sich die kälteren Bereiche, bei den Materialvarianten A und B. Tabelle 6.1 zeigt eine Übersicht der Bean-

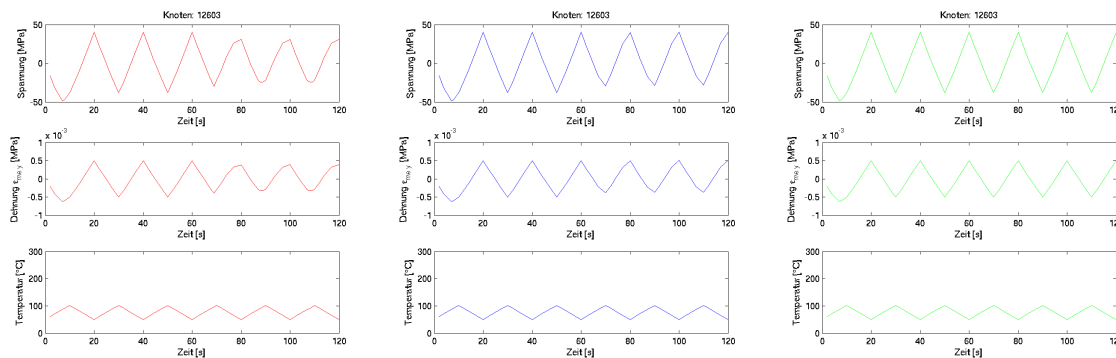


Abbildung 6.34: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C im Übergang der Probe

spruchung in der Messstrecke. N, A, B und C bezeichnen dabei den Ausgangszustand für das anfängliche, bzw. neutrale Materialverhalten, den stark und leicht entfestigten, sowie den verfestigten Zustand. Die Zwängung nimmt dabei, ebenso wie die Dehnschwingbreite bei den entfestigenden Materialvarianten A und B stark zu. Unter Zwängung ist der Zwängungsfaktor $K = -\frac{\Delta \varepsilon_{me}}{\Delta \varepsilon_{th}}$ zu verstehen, der ein Maß für die thermische Dehnungsbehinderung eines Volumenelementes darstellt.

Tabelle 6.1: Beanspruchungsveränderung in der Messstrecke

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.34	0.73	0.47	0.34
Prozentuale Veränderung [%]		113.99	37.27	-0.00
Zwängung	0.77	1.65	1.06	0.77

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass durch die veränderte Steifigkeit der Probe eine Umlagerung der Belastung im stabilisierten Zustand erfolgt. Über die Versuchslaufzeit führt dies an einer starr eingespannten, unregelmäßigen TMF-Probe zu nicht konstanten Beanspruchungen. Je nach Ver- oder Entfestigungstendenz kann die mechanische Beanspruchung ab- oder zunehmen.

Die beiden entfestigenden Materialien zeigen im stabilisierten Zustand ein Ausbauchen in der Messstrecke, wie die Verformungsplots in Abbildung 6.35 zeigen. Die starke Entfestigung bei A und B führen nach der Auslagerung und dem Abfall der Materialkennwerte in der heißen Messstrecke zu einer erneuten Umlagerung und einer Erhöhung der Beanspruchung in der Messstrecke. Material C zeigt im Verformungsbild keine sichtbare Verringerung der Verformung in der Messstrecke durch die verfestigten und erhöhten

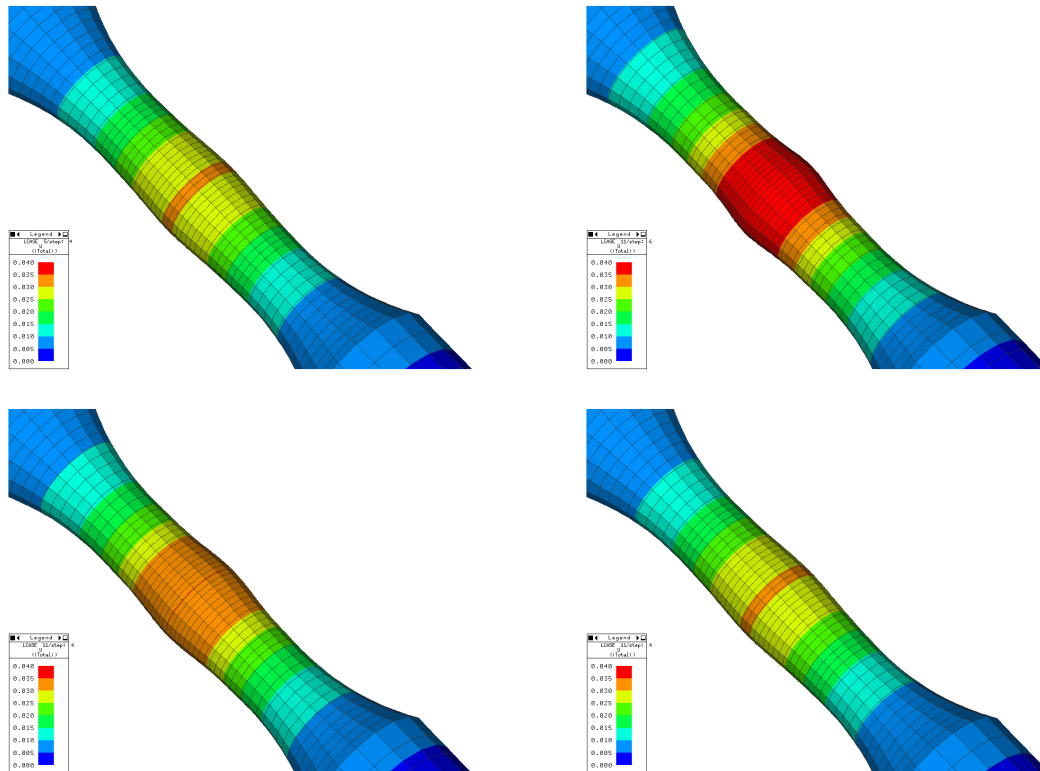


Abbildung 6.35: lokale Verformung der Messstrecke im heißen Zustand bei 25-facher Vergrößerung; oben links Neutrales/ursprüngliches Materialverhalten, oben rechts stark entfestigend Material A, unten links leicht entfestigendes Material B, unten rechts verfestigendes Material C

Kennwerte nach der Auslagerung.

Lochplatte

Im Modell der Lochplatte werden insgesamt sechs thermische Zyklen durchlaufen. Das Material wechselt zwischen drittem und viertem Zyklus von den anfänglichen auf die stabilisierten Materialkennwerte. Bei zyklisch neutralem Materialverhalten wird die Beanspruchung jedes Volumenelements durch die Steifigkeit der Platte, temperaturabhängigen Materialkennwerten und der daraus resultierenden Zwängung auf das Volumenelement bestimmt. Die Beanspruchung wird durch Umlagerung beim ersten Aufheizen festgelegt und stabilisiert sich in den darauf folgenden Zyklen schnell, siehe Abbildung 6.36.

Man kann aus den Spannungs-Dehnungsplots erkennen, dass während des ersten Auf-

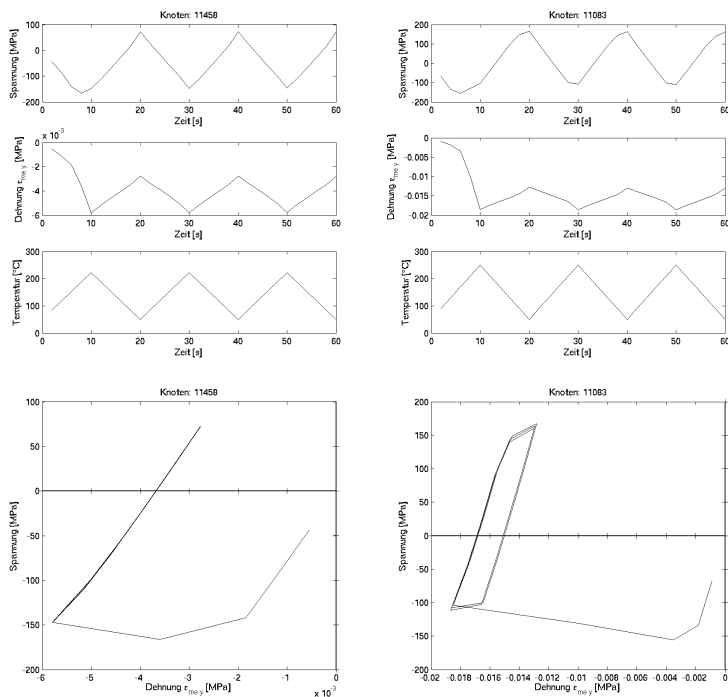


Abbildung 6.36: Zeitverlauf der Beanspruchung und Spannungs-Dehnungshysterese bei neutralem Verfestigungsverhalten im Steg (links) und im Lochradius (rechts)

heizens der Lochplatte die Umlagerung aufgrund der temperaturabhängigen Materialkennwerte stattfindet. Die zyklische Beanspruchung zeigt in den darauffolgenden Temperaturwechseln konstante Amplituden. Bei den Materialien, die Entfestigung oder Verfestigung durch Temperaturlagerung zeigen, erfolgt eine weitere Umlagerung der Beanspruchung bei Wechsel auf die stabilisierten Kennwerte.

Abbildung 6.37 zeigt die Zeitverläufe für Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur im Radius des Loches auf halber Dicke für die verschiedenen Materialien A, B und C. Man kann aus Abbildung 6.38 erkennen, dass sowohl die Spannungen auf die Veränderung des Materialverhaltens reagieren, aber auch eine Interaktion zwischen kritischem Volumenelement und der umgebenden Struktur stattfindet und sich je nach Veränderung des Verformungsverhaltens die Beanspruchungsamplitude verändert. Die beiden entfestigenden Materialien A und B zeigen einen Abfall der Spannungen aufgrund der Entfestigung. Gleichzeitig nimmt aber die mechanische Dehnungsamplitude am Knoten im Steg zu. Dieser Effekt ist bei Material A aufgrund der stärker ausgeprägten Entfestigung noch deutlicher, die Dehnungsamplitude nimmt ca. um den Faktor

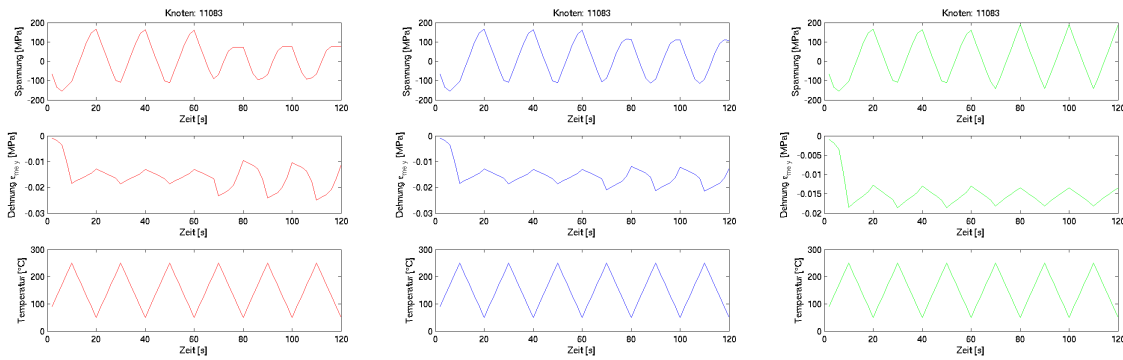


Abbildung 6.37: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C im Lochradius

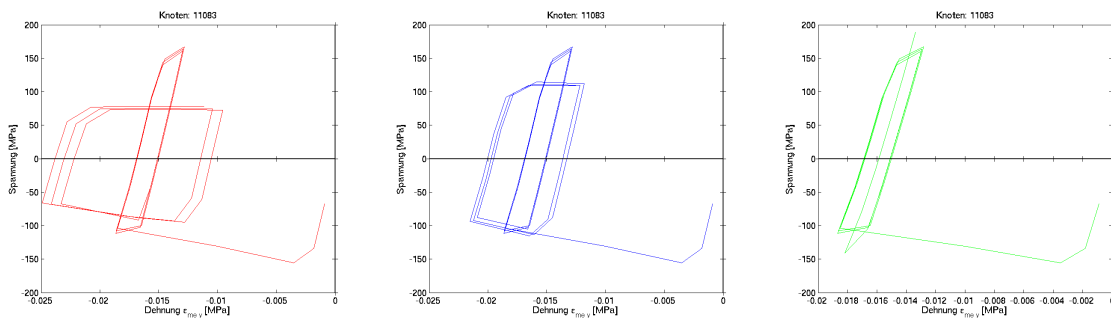


Abbildung 6.38: Spannungs Dehnungshysteresen A, B, C im Lochradius

drei zu. Material C zeigt nach der Stabilisierung erhöhte Spannungen aufgrund der jetzt höheren Fließgrenze.

Tabelle 6.2: Beanspruchungsveränderung im Lochradius

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.57	1.38	0.90	0.48
Prozentuale Veränderung [%]		141.89	58.41	-15.76
Zwängung	1.29	3.13	2.05	1.09

Die mechanische Dehnungsamplitude halbiert sich, das heißt hier kann sich der Steg als höchstbeanspruchter Querschnitt durch die mit den erhöhten Fließgrenzen einhergehende Versteifung entlasten.

Abbildung 6.39 stellt die verschiedenen Verformungen des Steges mit 25-facher Vergrößerung dar. Man kann sehen, dass ausgehend von der Ausbauchung des Steges beim neutralen/ursprünglichen Material oben links, die Variante A deutlich grössere Verfor-

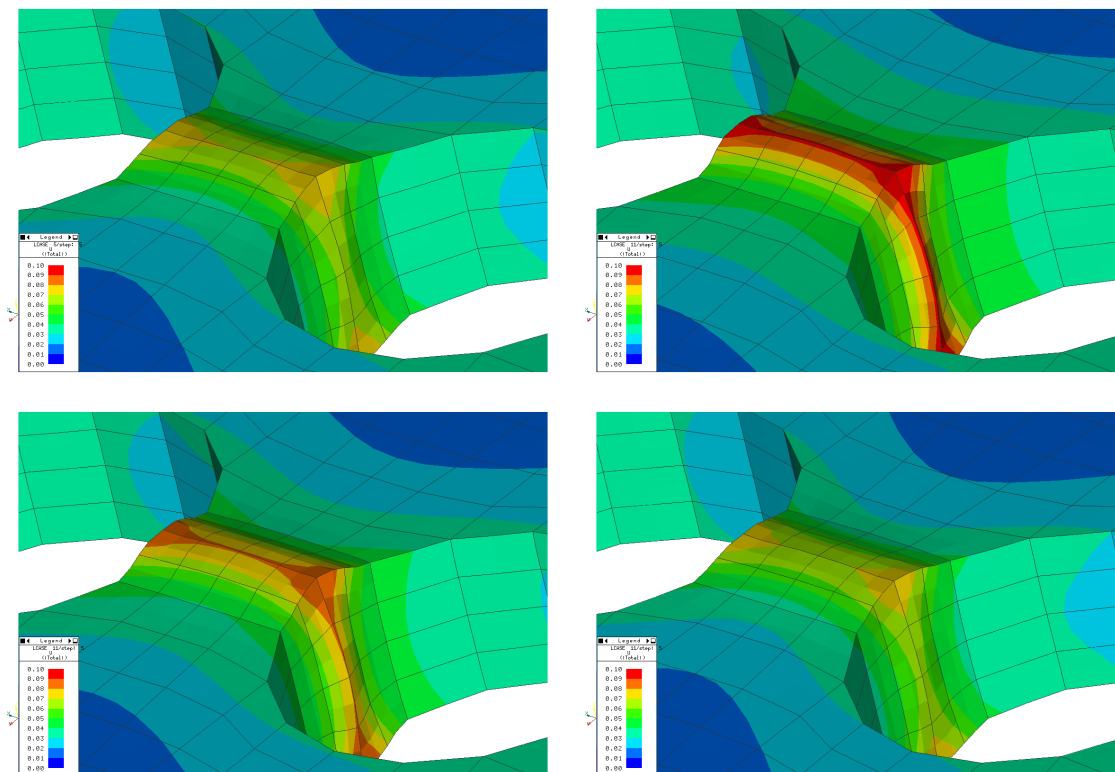


Abbildung 6.39: lokale Verformung des Steges im heißen Zustand bei 25-facher Vergrößerung; oben links Neutrales/ursprüngliches Materialverhalten, oben rechts stark entfestigend Material A, unten links leicht entfestigendes Material B, unten rechts verfestigendes Material C

mungen im Steg zeigt. Material B zeigt ebenfalls erhöhte Verformung. Material C entlastet sich leicht, auch die Verformung geht gegenüber dem ursprünglichen Zustand leicht zurück.

Für die Lochplatte wurde untersucht, ob es einen Reihenfolgeeffekt im Bezug auf den Shakedownzustand gibt. Dazu wurde eine zusätzliche Rechnung durchgeführt bei der bereits von Anfang an stabilisierte Materialkennwerte für das stark entfestigende Material A verwandt wurden.

Abbildung 6.40 zeigt, dass der sich einstellende Beanspruchungszustand bei stabilisierten Kennwerten praktisch identisch ist. Mechanische Dehnungsamplitude und Mitteldehnung sind gleich. Es kann kein Reihenfolgeeffekt festgestellt werden. Es wird derselbe Spannungs-Dehnungszustand erreicht, wenn eine Rechnung bereits mit stabilisierten Materialkennwerten gestartet wird.

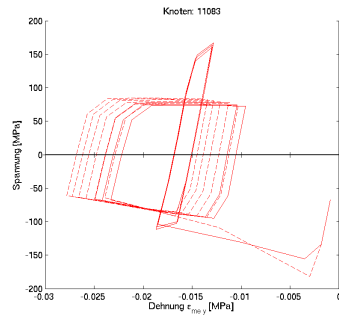


Abbildung 6.40: Spannung Dehnungshysteresen Material A und direkt stabilisiertes Material A im Lochradius

Bauteil Thermoschockversuch

Die Beanspruchung wurde an der Injektorbohrung liegend ausgewertet. Abbildung 6.41 zeigt den Zeitverlauf für Temperatur, Spannung und mechanische Dehnung. An der Injektorbohrung wird in der Simulation eine maximale Temperatur von ca. 250 °C erreicht.

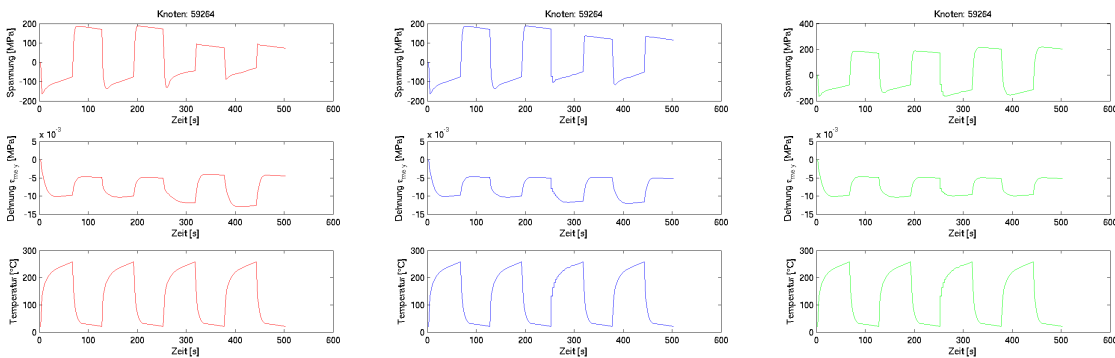


Abbildung 6.41: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C an der Injektorbohrung

Abbildung 6.42 zeigt die Spannungs-Dehnungshysteresen für die unterschiedlichen Materialvarianten. Es zeigt sich eine Zunahme der plastischen und mechanischen Dehnungsamplitude bei den entfestigenden Varianten. Für die verfestigende Variante zeigt sich eine Zunahme der Spannungsamplitude bei gleichzeitiger Abnahme der mechanischen Dehnungsamplitude.

Tabelle 6.3 zeigt die anfängliche Dehnungsamplitude und relative Veränderung von

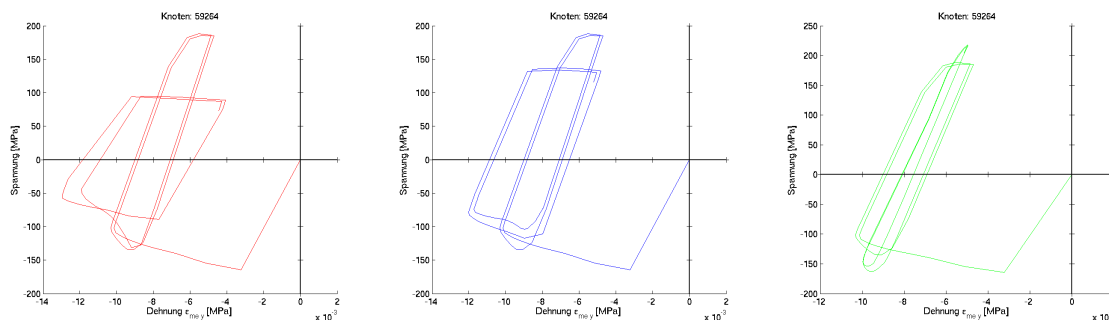


Abbildung 6.42: Spannungs Dehnungshysteresen A, B, C an der Injektorbohrung

Tabelle 6.3: Beanspruchungsveränderung an der Injektorbohrung

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.54	0.87	0.70	0.50
Prozentuale Veränderung [%]		59.91	28.16	-8.23
Zwängung	1.05	1.67	1.34	0.96

Zwängung und Dehnungsamplituden nach der Ent- bzw. Verfestigung der drei Varianten. Die stark entfestigende Variante A weist eine Zunahme der Beanspruchung von 50% gegenüber der anfänglichen Dehnschwingbreite auf. Die verfestigende Variante kann sich geringfügig entlasten und Ihre Dehnungsamplitude verringern.

Zylinderkopf Reihensechszylinder

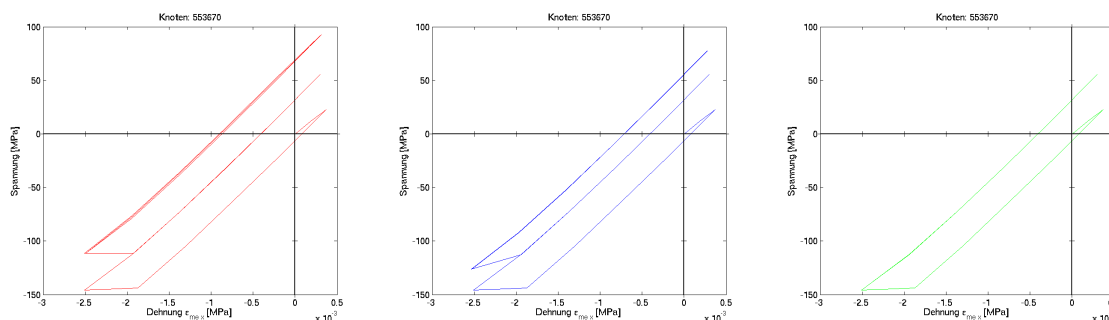


Abbildung 6.43: Spannungs-Dehnungshysteresen im Einlass-Auslass-Ventilsteg

In Tabelle 6.4 sind die Beanspruchungsänderungen des Segmentmodelles für den Reihensechszylinder Zylinderkopf mit 5500 l/h Kühlvolumenstrom dargestellt. Es zeigt sich keine Beeinflussung der Beanspruchungsamplitude und der Zwängung durch die Ent-

und Verfestigungstendenzen der verschiedenen Materialvarianten. Abbildung 6.43 zeigt, dass für alle Materialien praktisch keine zyklische plastische Verformung auftritt. Nach der stabilisierenden Auslagerung findet eine erneute Umlagerung statt, die nur bei Material A durch die starke Entfestigung zu einer geringen plastischen Dehnungsamplitude führt. Die Zwängung ist bei diesem thermischen Belastungsniveau weitgehend von der elastischen Werkstoffantwort in Kombination mit der Struktursteifigkeit bestimmt.

Tabelle 6.4: Beanspruchungsveränderung für 5500 l/h im Einlass-Auslass-Ventilsteg

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.28	0.28	0.28	0.28
Prozentuale Veränderung [%]		-0.04	-0.02	-0.00
Zwängung	0.65	0.65	0.65	0.65

In Tabelle 6.5 sind die Beanspruchungsänderungen mit 3500 l/h Kühlvolumenstrom dargestellt. Im Gegensatz zum 5500 l/h Zustand zeigt sich hier eine Erhöhung der Beanspruchung bei den entfestigenden Varianten A und B. Abbildung 6.44 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen für die unterschiedlichen Materialien. Man kann deutlich die erhöhte plastische Dehnungsamplitude bei Variante A erkennen.

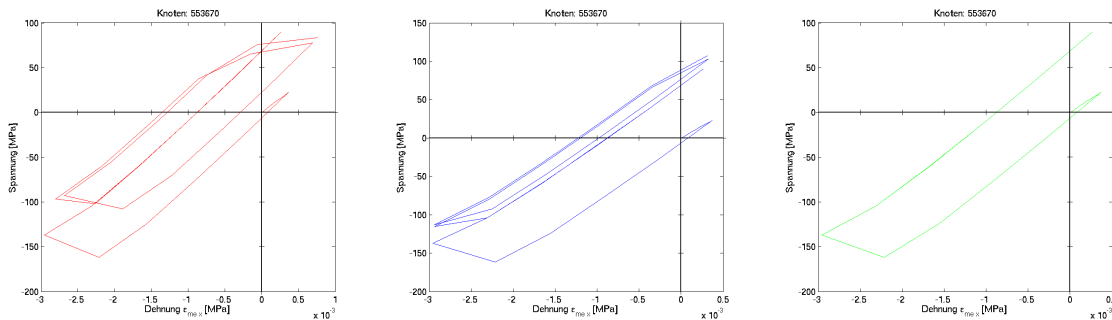


Abbildung 6.44: Spannungs Dehnungshysteresen im Einlass-Auslass-Ventilsteg

Tabelle 6.5: Beanspruchungsveränderung für 3500 l/h im Einlass-Auslass-Ventilsteg

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.32	0.34	0.33	0.32
Prozentuale Veränderung [%]		7.00	0.94	-0.01
Zwängung	0.67	0.72	0.68	0.67

Für das Zylinderkopfmodell des aufgeladenen, direkteinspritzenden Reihensechszylinder-Ottomotors wurde die Beanspruchung an der kritischen Stelle im Ein-Auslassteg untersucht.

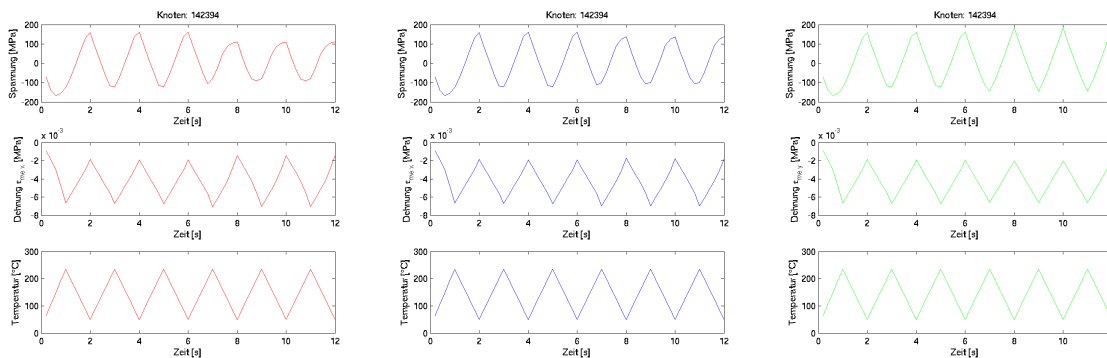


Abbildung 6.45: Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur über der Zeit für die Varianten A, B und C im Einlass-Auslass-Ventilsteg des Zylinderkopfes mit Direkteinspritzung

Abbildung 6.45 zeigt die Zeitverläufe für Spannung, mechanische Dehnung und Temperatur im Einlass-Auslass Ventilsteg für die verschiedenen Materialien A, B und C. Die Spannungs-Dehnungshysteresen in Abbildung 6.46 zeigen, das auch im Zylinderkopf durch veränderte Steifigkeit und Umlagerung bei der Stabilisierung der mechanischen Kennwerte eine Erhöhung der mechanischen Dehnungsamplitude an der kritischen Stelle erfolgt. Das verfestigende Material C kann sich leicht entlasten und die mechanische Dehnungsamplitude verringert sich. Das höchstbeanspruchte, heiße Volumenelement ist auch im Zylinderkopf noch groß genug, um mit der Umgebung zu interagieren und seine Beanspruchung zu verändern.

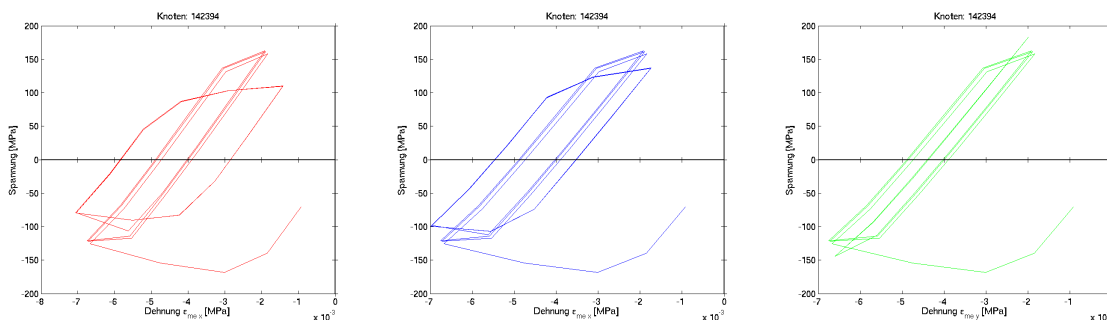


Abbildung 6.46: Spannungs-Dehnungshysteresen A, B, C im Einlass-Auslass-Ventilsteg des Zylinderkopfes mit Direkteinspritzung

Die mechanische Dehnschwingbreite erhöht sich von $\Delta\varepsilon_{me}=0.48\%$ für das anfängliche Materialverhalten um 17% auf $\Delta\varepsilon_{me}=0.56\%$ beim stark entfestigenden Material A . Das leicht entfestigende Material wird um 8.5% auf $\Delta\varepsilon_{me}=0.52\%$ mehr beansprucht. Das verfestigende Material C verringert seine Dehnschwingbreite um 4.5% auf $\Delta\varepsilon_{me}=0.46\%$.

Der Zwängungsfaktor $K = -\frac{\Delta\varepsilon_{me}}{\Delta\varepsilon_{th}}$ erhöht sich bei Materialverhalten A von 1.18 auf 1.38, für B auf 1.28 und verringert sich bei C auf 1.13. Tabelle 6.6 fasst die Veränderungen nochmals zusammen.

Tabelle 6.6: Beanspruchungsveränderung im Einlass-Auslass-Ventilsteg des Zylinderkopfes mit Direkteinspritzung

	N	A	B	C
Dehnschwingbreite [%]	0.48	0.56	0.52	0.46
Prozentuale Veränderung [%]		16.87	8.45	-4.47
Zwängung	1.18	1.38	1.28	1.13

6.9 Diskussion

Die Beanspruchungscharakterisierung der thermisch-mechanischen Belastungssituation für die kritischen Orten des Zylinderkopfes zeigt den TMF-OP-Versuch als geeignet für die Beschreibung der Belastungssituation. So ist die Beanspruchung an diesen Orten weitestgehend einachsrig und über die Dehnungsbehinderung bei maximaler Temperatur bestimmt. Schnelle transiente Temperaturwechsel führen nur zu einer geringen Erhöhung der mechanischen Dehnungen verglichen mit langsamen, quasi-stationären thermischen Wechseln. Eine Variation der Minimaltemperatur des thermischen Zyklus führt bei quasi-stationären Wechseln zu keiner Vergrößerung der mechanischen Dehnungsamplitude, da die Absenkung der Minimaltemperatur zu einer thermischen Dehnung des gesamten Motors führt, welche keine Dehnungsbehinderung zur Folge hat. Die Dehnungsbehinderung entsteht rein aus der inhomogenen Temperaturverteilung im Betrieb in Kombination mit der Steifigkeitsverteilung des Motors. Untersuchungen zur Montagesituation zeigen für das untersuchte Motorkonzept mit Mg-Al-Verbundkurbelgehäuse einen geringen Einfluss des Sitzringübermaßes und des Kurbelgehäuses. Für die HCF-Überlagerung aus dem Gasdruck ergibt sich durch den Vergleich zu den werkstoffkundlichen TMF-HCF-Untersuchungen ein zu vernachlässigender Effekt, da die gefundenen HCF-Dehnungsamplituden für die TMF-kritischen Bereiche unter dem Schwellenwert aus den Untersuchungen liegen.

Für thermisch-mechanische Werkstofflebensdauer Vergleiche in zylindrischen und bauteilnahen Proben ergibt sich abhängig von der Versuchstechnik eine zusätzliche Interpretationsnotwendigkeit der Ergebnisse. Geregelt TMF-Versuche erfassen die Interaktion

durch veränderliche Steifigkeit nicht. Starre unregelmäßige TMF-Versuche und bauteilnahe Proben wie die dargestellte Lochplatte zeigen jedoch eine extrem starke Umlagerung der Belastung und damit eine sehr große Erhöhung der Beanspruchungsamplitude. Die Analyse der Beanspruchungssituation des Bauteil-Thermoschockversuches am Zylinderkopfsegment zeigt, dass es aufgrund der deutlich veränderten Temperaturverteilung und thermischen Gradienten selbst bei Zylinderkopfgeometrien zu verändertem Verhalten gegenüber dem Zylinderkopf im Motorbetrieb kommt. Die untersuchten Zylinderkopfgeometrien zeigen für die entfestigenden Werkstoffverhalten geringere Dehnungsamplitudenerhöhungen. Ein Lebensdauerrelativvergleich unterschiedlich stark entfestigender Werkstoffe ist damit hinsichtlich der Übertragbarkeit von der Probe auf das Bauteil deutlich erschwert.

Die Untersuchungen zur Beanspruchungssituation im Zylinderkopf zeigen, dass einerseits eine belastbare Lebensdauerbewertung für Al-Si-Gusslegierungen auf Basis von TMF-Werkstoffversuchen aufgestellt werden kann. Andererseits müssen die einzelnen Einflussgrößen der Beanspruchungssituation jeweils spezifisch für die eingesetzte Paarung aus Werkstoff und Zylinderkopfgeometrie untersucht und eingeschätzt werden, um eine adäquate Lebensdauermethodik aufzustellen. Es kann selbst für die Al-Si-Gusslegierungen keine pauschale Vorgehensweise zur Lebensdauerbewertung geben. So konnte gezeigt werden, dass die transiente Evolution des Materials aufgrund der Alterung den stabilisierten Beanspruchungszustand (Shakedown) nicht verändert. Wenn sich der Shakedownzustand im Verhältnis zur Gesamtlebensdauer vergleichsweise rasch einstellt (z.B. bei sehr schneller Entfestigung oder vorheriger stabilisierender Wärmebehandlung des Werkstoffes), kann eine Lebensdaueraussage auf Basis des stabilisierten Materialverhaltens erfolgen. In diesem Fall kann eine Bewertung im CAE Modell auf Basis weniger Zyklen (drei bis fünf) erfolgen, da sich in der Simulation dann bereits der Shakedownzustand einstellt. Für Werkstoffe die keinen stabilen Zustand der Festigkeit erreichen gestaltet sich die Lebensdaueraussage schwierig. In der industriellen Anwendung sind "Continuum Damage Mechanics" Konzepte, die für diesen Fall geeignet erscheinen, nur sehr schwer umsetzbar. Gleichzeitig ist eine Materialanpassung für diese Konzepte schwierig und müsste in eigenen Arbeiten untersucht werden. Dies bedeutet, dass für Al-Si-Legierungen, welche keinen stabilen Zustand erreichen eine Lebensdauermethodik heuristisch basiert sein muss.

Kapitel 7

Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die einzelnen Schritte untersucht, die für eine komplette Lebensdauerbewertung von Zylinderköpfen aus Al-Si Gusswerkstoffen nötig sind. Hierzu wurden Methoden entwickelt um die versagenskritischen Stellen eines Zylinderkopfes zu identifizieren, die dort auftretenden Beanspruchungen zu ermitteln und hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die Lebensdauer des Bauteils zu bewerten. Parallel dazu wurden experimentelle Arbeiten zum Verhalten einer typischen Zylinderkopfflegierung unter anwendungsrelevanten Beanspruchungsbedingungen ausgewertet und die für die Lebensdauerbewertung erforderlichen Werkstoffparameter bestimmt. Die Arbeiten lassen sich wie folgt zusammenfassen:

An der Zylinderkopfflegierung AlSi8Cu3 wurden Untersuchungen zum Verhalten unter TMF-Beanspruchung durchgeführt. Die Legierung wurde in zwei Zuständen untersucht; zum einen wurden Bauteile im Niederdruckverfahren vergossen und T1 wärmebehandelt, zum anderen wurden Bauteile im Schwerkraftgussverfahren hergestellt und einer T5 Wärmebehandlung unterzogen. Als Grundlage für das Verständnis des Werkstoffverhaltens wurden isotherme LCF und anisotherme TMF Versuche zum Ermüdungsverhalten sowie Auslagerungsversuche für das Alterungsverhalten durchgeführt. Das Lebensdauerverhalten der Werkstoffe unter TMF Beanspruchung lässt sich mit einem neuen bruchmechanischen Energieparameter adäquat beschreiben. Der Parameter wurde ausgehend von den Arbeiten von Dowling [162, 179] mit einem Term für die elastische und einem Term für die plastische Energie formuliert. Für die elastische Energie wird die elastische Dehnungsenergiedichte aus dem Quadrat der Maximalspannung dividiert durch den E-Modul berechnet. Die plastische Energie wird direkt aus den Hysteresedaten als dissi-

pierte Energie, dem Flächeninhalt der Hysterese, berechnet. Um das Alterungsverhalten des untersuchten Werkstoffes zu berücksichtigen, erfolgte die Anpassung des Alterungsmodells nach Shercliff und Ashby [39, 43]. Die Veränderung der Festigkeit aufgrund der Alterungsvorgänge kann damit für die beiden untersuchten Zustände des Werkstoffes AlSi8Cu3 sehr gut beschrieben werden.

Ausgehend von der Interpretation und den Ergebnissen dieser Versuche erfolgte die Modellbildung des Verformungs- und Lebensdauerhaltens. Für die Verformungsmodellierung wurde das viskoplastische *ABAQUS* Materialmodell *Two Layer Viscoplastic* gewählt. Damit lassen sich insbesondere die Hochtemperatureffekte bei der TMF Beanspruchung gut beschreiben. Um die Alterungseffekte in den jeweiligen Zuständen der Legierung AlSi8Cu3 zu berücksichtigen, erfolgte eine Implementierung des Shercliff und Ashby Modells als *ABAQUS* Subroutine. Viskoplastisches Verformungs- und Alterungsmodell wurden für die Beschreibung des alterungsabhängigen Materialverhaltens kombiniert. Für die Modellierung wurden die Temperaturabhängigkeiten der einzelnen Materialparameter über Funktionen abgebildet, welche mit Hilfe der Modellanpassungsversuche bestimmt wurden. So konnte die Anzahl der zu optimierenden Parameter deutlich reduziert werden und eine anisotherme Anpassung an alle durchgeführten Versuche erfolgen. Mit diesem kombinierten Verformungsmodell ist eine sehr gute Beschreibung des Materialverhaltens bei thermisch-mechanischer Belastung über den gesamten untersuchten Temperaturbereich möglich. Sowohl für die Verformungs- als auch die Lebensdauermodellierung erfolgte eine erste probabilistische Interpretation, welche eine Beschreibung der Einflüsse aus Beanspruchung und Beanspruchbarkeit auf die resultierende Lebensdauerstreuung in den TMF Versuchen erlaubt.

Die Beanspruchungssituation in thermisch-mechanisch belasteten Zylinderköpfen wurde mit FE-Berechnungen charakterisiert und der Beanspruchung in TMF-Probenversuchen gegenübergestellt. Für den untersuchten transienten Thermoschockzyklus ergibt sich in den kritischen und hochbelasteten Ventilstegen eines Zylinderkopfs eine weitgehend einachsige TMF Beanspruchung mit einer nur geringen Phasenverschiebung zwischen Temperatur und mechanischer Beanspruchung, die mit "Out-of-Phase" (OP) Versuchen sehr gut übereinstimmt. Die mechanische Dehnungsamplitude des transienten Thermoschockzyklus weist nur eine geringe Erhöhung verglichen mit einem quasi-stationären Zyklus auf. Die aus dem Gasdruck resultierende mechanische HCF-Dehnungsamplitude wurde für den untersuchten Ottomotor dem aus Untersuchungen bekannten Schwellenwert, ab dem eine überlagerte HCF-Beanspruchung zu einer Reduzierung der Lebensdauer führt,

gegenübergestellt. Die berechneten HCF-Dehnungsamplituden liegen knapp unterhalb des Schwellenwertes, so dass eine Trennung der rechnerischen Lebensdauerbewertung in HCF und TMF zulässig ist. Detailliert wurde eine Interaktion zwischen der Entfestigung aufgrund der Alterung und der sich einstellenden Zwängung untersucht. In Abhängigkeit von der Geometrie und dem Ausmaß der Entfestigung ergibt sich eine deutliche Erhöhung der Zwängung und damit der im TMF Zyklus resultierenden mechanischen Dehnungsamplitude. Die Erhöhung ist umso größer, je stärker das kritisch beanspruchte und entfestigende Volumen entfestigt und je stärker es mit der einspannenden Umgebung wechselwirkt.

Gesamthaft betrachtet lassen sich die Ergebnisse dieser Arbeit folgendermaßen zusammenfassen:

Je nach eingesetzter Al-Si Gusslegierung gilt es die betrachteten Modellierungsbausteine geeignet zusammenzustellen. Zum Beispiel kann für Legierungen vom Typ Al-Si-Cu, die eine stabilisierende Warmauslagerung bei sehr hohen Temperaturen erfahren haben, eine Modellierung der Alterung entfallen, da keine signifikanten Änderungen der Festigkeit mehr zu erwarten sind. Für Legierungen die eine Wärmebehandlung erfahren haben und im Ausgangszustand nahe dem Festigkeitsmaximum liegen, ist jedoch eine Berücksichtigung der Festigkeitsänderungen durch die Alterungsvorgänge nötig.

Für eine Lebensdauermethodik gilt generell, dass sie als ganzheitliche Methode gesehen werden muss. Einzelne Bausteine dürfen nicht aus dem Gesamtkontext herausgelöst betrachtet werden, sondern können nur im Zusammenhang des Prozesses, welcher für eine Bewertung der thermomechanischen Lebensdauer durchgeführt wird, eingeschätzt werden. So kann eine einfache Methode, welche durch einen großen Erfahrungsschatz zu einer belastbaren Heuristik führt, auch große Dienste bei der Auslegung leisten. Generell gilt, dass das Temperaturfeld großen Einfluss auf die resultierende thermisch-mechanische Beanspruchung hat. Damit kommt der Temperaturfeldprognose eine entscheidende Bedeutung für eine Lebensdauerbewertung zu.

Aufgrund der zahlreichen Einflussgrößen, von denen einige im Laufe einer Motorenentwicklung starken Schwankungen unterworfen sind, scheint der Schritt von einer deterministischen, hin zu einer probabilistischen Lebensdauermethodik sinnvoll zu sein. Hier könnte, statt einer berechneten Lebensdauer für einen thermomechanischen Zyklus, eine Ausfallwahrscheinlichkeit für den thermomechanischen Zyklus mit geforderter Zyklen-

zahl stehen, welche einen ausfallsicheren Betrieb bei Kundenbeanspruchungen gewährleistet. In die probabilistische Betrachtung müssten neben den Streuungen im Werkstoff, auch Streuungen und Unsicherheiten der thermischen Belastungen, sowie der geometrischen Situation einfließen.

Eine weitere wichtige Größe für die TMF Versuchsführung ist die gestaltabhängige Dehnungsbehinderung, als Maß für die behinderte, thermische Dehnung. Zur Berücksichtigung des Einfluss der Alterung sind Komplexe TMF (CTMF) Versuche [180] über die klassischen TMF Versuche hinaus von Interesse. Mit derartigen Versuchen kann der Einfluss, den das spezifische Entfestigungsverhalten des jeweiligen Werkstoffzustandes auf die Steifigkeit und damit auf die vorliegende Dehnungsbehinderung haben kann, erfasst werden und realistischere mechanische Dehnungsamplituden für vergleichende TMF-Versuche ermittelt werden. Ferner kann damit überprüft werden, inwieweit die ermittelten Materialparameter unabhängig von der Belastungshistorie sind.

Abschliessend kann gesagt werden, dass für die weitere Entwicklung hochbelasteter Zylinderköpfe gleichermaßen Anstrengungen in der konstruktiven Gestaltung, wie z.B. Sägeschnitte zwischen den Brennräumen, eine sorgfältige Gestaltung der Kühlung und die Weiterentwicklung der Zylinderkopfwerkstoffe notwendig sind [181].

Literaturverzeichnis

- [1] WOSCHNI, G.: *Verbrennungsmotoren*. TU München, 1998
- [2] CLAUS, J. ; GESE, H. ; VOGGENREITER, H.: Aluminium-Legierungen im Zylinderkopf und Kolben - eine Herausforderung für Motoren der Zukunft. In: *VDI Berichte 1564* (2001), S. 17–30
- [3] BIGNONNET, A. ; CHARKALUK, E.: Thermomechanical fatigue in the automotive industry. In: *9ème Journées Internationales de Printemps de la Société Française de Métallurgie et de Matériaux - Fatigue Temperature Interaction*, 2001
- [4] BRÜNER, T.: Successfully integrating CAE in the development process. In: *Virtual Product Creation*, 2004
- [5] GESE, C.: Phänomenologische Materialmodelle zur Beschreibung von metallischen Werkstoffe in der FEM-Simulation. In: *Werkstoffkolloquium der Universität Karlsruhe (TH)*, 2005
- [6] PISCHINGER, S.: *Verbrennungsmotoren, Band 1 und 2*. RWTH Aachen, Vorlesungsumdruck, 1998
- [7] PIEPER, M.: *Konstruktion von Vierzylinderköpfen für Hochleistungsottomotoren von Großserien-PKW*, RWTH Aachen, Diss., 1992
- [8] KÜNTSCHER, V.: *Kraftfahrzeugmotoren Auslegung und Konstruktion*. Verlag Technik Berlin, 1995
- [9] ZENGEN, K.-H. v.: Aluminium - der leichte Automobilwerkstoff. In: *Werkstoffprüfung*, 2004

- [10] HAIBACH, E.: *Betriebsfestigkeit*. Springer Verlag, 2002
- [11] WÖHLER, A.: Über die Festigkeitsversuche mit Stahl und Eisen. In: *Bauwesen* 20 (1871), S. 74–86
- [12] BECK, T.: *Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten Al_2O_3 (Saffil) kurzfaserverstärkten Aluminium-Gußlegierungen für Verbrennungsmotoren*, Universität Karlsruhe (TH), Diss., 2000
- [13] ALUMINIUM-ZENTRALE: *Aluminium Taschenbuch*. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1995
- [14] ALTENPOHL, D.: *Aluminium von Innen*. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1994
- [15] KNIRSCH, S. ; AMBOS, E. ; TODTE, M.: Werkstoff- und Verfahrensentwicklung. In: *MTZ* 65 (2005), S. 292–297
- [16] HÖGERL, J.: *Beeinflussung der Gefügemorphologie und der mechanischen Eigenschaften von AlSi7Mg Legierungen*, TU München, Diss., 1996
- [17] LU, L. ; DAHLE, A. ; COOPER, P. ; COUPER, M.: Recent advances in understanding the eutectic solidification in Al-Si foundry alloys. In: *Aluminium Cast House Technology - Eighth Australasian Conference*, 2003
- [18] McDONALD, S.D. ; DAHLE, A.K. ; TAYLOR, A. ; STJOHN, D.H.: Eutectic Grains in Unmodified and Strontium-Modified Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions* 35A(6) (2004), S. 1829–1837
- [19] DINNIS, C.M. ; OTTE, M.O. ; TAYLOR, J.A. ; DAHLE, A.K.: Sr-Modification and casting design effects on porosity in Al-Si alloys. In: *1st International Light Metals Technology Conference*, 2003
- [20] MAKHLOUF, M.M. ; SHANKAR, S. ; RIDDLE, Y.W.: Mechanisms of Formation and Chemical Modification of the Morphology of the Eutectic Phases in Hypoeutectic Aluminium-Silicon Alloys. In: *AFS Transactions*, 2005

- [21] KLINKENBERG, F.-J.: *Wasserstoff und Porosität in Aluminium*, RWTH Aachen, Diss., 1998
- [22] WARMUZEK, M.: *Aluminum-Silicon Casting Alloys - Atlas of Microfractographs*. ASM International, 2004
- [23] VAW-IMCO: *Aluminium Casting Alloys*. 1999. – Forschungsbericht
- [24] LANGMAYR, F. ; HOWLETT, M. ; SCHÖFFMANN, W.: Zylinderkopf Konzeption in Abhängigkeit der Werkstoffauswahl. In: *VDI* (2006)
- [25] KLEMENS, P.G. ; WILLIAMS, R.K.: Thermal conductivity of metals and alloys. In: *International Metals reviews* 31(5) (1986), S. 197–215
- [26] HANLE, U. ; KALKE, S. ; LEHNERT, F. ; SEETHALER, L.: Lightweight metallic materials and production technology in automotive engineering. In: *ATZ* 104, 3 (2002), S. 268–275
- [27] SHIVKUMAR, S. ; WANG, L. ; APELIAN, D.: The Lost Foam Casting of Aluminum alloy components. In: *JOM* 42, 11 (1990), S. 38–44
- [28] BÜHRIG-POLACZEK, A.: *Gießereitechnik*. RWTH Aachen, 2003
- [29] ALLOYS, Effect of mold-filling turbulence on fatigue properties of cast a.: Nyahumwa, C. and Green, N.R. and Campbell, J. In: *AFS Transactions* 58 (1998), S. 215–223
- [30] WEISS, F. ; FUCHS, H.A.: Niederdruckgießen von Zylinderköpfen und Zylinderblöcken. In: *Giesserei-Praxis* 8 (1990), S. 129–137
- [31] GOSCH, R. ; STIKA, P.: ROTACAST - Giessverfahren, millionenfach in der Serie bewährt. In: *2. NEWCAST-Forum*, 2005
- [32] SACHARUK, L.: *Transport- und Verdichtungsprozesse des Sandes beim Vollformgießen*, Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Diss., 2001

- [33] TROOST, A.: *Einführung in die allgemeine Werkstoffkunde metallischer Werkstoffe I*. Wissenschaftsverlag, 1980
- [34] GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer-Verlag, 1998
- [35] BOILEAU, J.M. ; WEBER, S.J. ; SALZMAN, R.H. ; ALLISON, J.E.: The effect of porosity size on the tensile properties of a cast 319-T7 Aluminum Alloy. In: *AFS Transactions*, 2001
- [36] MURKEN, J.: *Mikrostrukturelle Untersuchungen zum Einfluß von Spannung und plastischer Verformung auf das Wachstum von Ausscheidungen in Al-Legierungen bei erhöhter Temperatur*. VDI-Verlag, 2002
- [37] KONNO, T.J. ; KAWASAKI, M. ; HIRAGA, K.: Characterization of Guinier-Preston Zones by High Angle Annular Detector Dark-Field Scanning Transmission Electron Microscopy. In: *Journal of Electron Microscopy* 50 (2001), S. 105–111
- [38] MACHERAUCH, E.: *Praktikum in Werkstoffkunde*. Vieweg, 2002
- [39] SHERCLIFF, H.R. ; ASHBY, M.F.: Process Model for age hardening of Aluminium Alloys-I. The Model. In: *Acta metall.mater* 38 (1990), S. 1789–1802
- [40] YU, S.: *Untersuchungen zur Aushärtung der Legierung G-AlSi9Cu3*, TU Berlin, Diss., 1996
- [41] SCHULTZ, L. ; FREUDENBERGER, J.: *Physikalische Werkstoffeigenschaften*. IFW Dresden, 2003
- [42] FRIEDEL, J.: *Dislocations*. Pergamon Press, London, 1964
- [43] SHERCLIFF, H.R. ; ASHBY, M.F.: Process Model for age hardening of Aluminium Alloys-II. Applications of the model. In: *Acta metall.mater* 38 (1990), S. 1803–1812
- [44] MINICHMAYR, Robert: *Modellierung und Simulation des thermo-mechanischen Ermüdungsverhaltens von Aluminiumbauteilen*, Montanuniversität Leoben, Diss., 2005

- [45] GROSS, J.: *Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Legierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen unter besonderer Beachtung des Gefügeeinflusses auf die Festigkeitswerte und auf das Bruchverhalten*, Universität Berlin, Diss., 1992
- [46] FEIKUS, F.J.: Optimisation of AlSi Cast-Alloys for Cylinder Head Applications. In: *102nd AFS Casting Congress*, 1998
- [47] FLAIG, B.: *Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von GK-AlSi10mg wa, GK-AlSi12CuMgNi und GK-AlSi6Cu4*, Universität Karlsruhe (TH), Diss., 1995
- [48] LUFT, J. ; BECK, T.: Weiterentwicklung des Al-Leichtbaus für motorische Hochleistungskomponenten mit Hilfe einer neuen TMF/HCF-Methode / Universität Karlsruhe, Institut für Werkstoffkunde I. 2005. – Forschungsbericht
- [49] HENNE, Ingo: *Schädigungsverhalten von Aluminiumgusslegierungen bei TMF und TMF/HCF-Beanspruchung*, Universität Karlsruhe (TH), Diss., 2006
- [50] RIEDLER, Martin: *Methodikfindung zur Simulation von thermomechanisch beanspruchten Motorbauteilen aus Aluminiumlegierungen*, Montanuniversität Leoben, Diss., 2005
- [51] TAKAHASHI, T. ; KOIKE, A. ; SASAKI, K.: Inelastic behavior and low cycle fatigue of aluminum alloy subjected to thermal mechanical loading. In: *SAE International Congress and exposition*, 1998
- [52] LUFT, J. ; BECK, T. ; LÖHE, D.: Lifetime and damage behaviour of a cast aluminium alloy under TMF and superimposed TMF/HCF loading. In: *International Congress on Fracture*, 2005
- [53] LANGMAYR, F. ; ZIEHER, F.: Thermomechanik von Zylinderköpfen. In: *VDI-Berichte 1813* (2004), S. 227–243
- [54] TAKAHASHI, T. ; MPOIZUMI, K. ; IIDA, M. ; SASAKI, K. ; OHNUKI, S.: Effect of Thermal Fatigue Phenomena of Aluminum Alloy by Artificial Aging. In: *SAE World Congress*, 2002

- [55] CHUIMERT, R. ; GARAT, M.: Aluminium casting alloys for highly stressed Diesel cylinder heads. In: *3rd International Symposium Aluminium + Automobile*, 1988
- [56] ZAGLAUER, Johann: *Einfluss und Wirkung der Thermoschockbeständigkeit auf Aluminium-Guss-Legierungen*, Fachhochschule Landshut, Diplomarbeit, 2005
- [57] JONASON, P.: Thermal Fatigue of Cylinder head alloys. In: *AFS Transactions* 92-160 (1992), S. 601–607
- [58] GUNDLACH, R.B. ; HETKE, A. ; VALTIERRA, S. ; MOJICA, J.F. ; ROSS, B.: Temperaturwechselbeständigkeit von untereutektischen Aluminium-Silicium-Gußlegierungen. In: *Gießerei-Praxis* 11/12 (1995), S. 209–226
- [59] BOILEAU, J.M. ; ALLISON, J.E.: The effect of solidification time and heat treatment on the fatigue properties of a cast 319 aluminum alloy. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(12) (1999), S. 3055–3068
- [60] HENNE, I. ; BECK, T.: *Modellierung der Schädigungsentwicklung*. FVV, Vorhaben Nr. 819, 2006
- [61] MCDOWELL, D.L.: Future research trends in metal plasticity for simulation of metals processing and life cycle engineering / Georgia Institute of Technology. 1998. – Forschungsbericht
- [62] HAHN, H.G.: *Elastizitätstheorie*. Teubner, 1985
- [63] TANDLER, M.: *Numerische Simulation eines Motorhalters aus Magnesium unter Kriechbelastung, idealisierter Betriebsbelastung und Missbrauchsbelastung*, Fachhochschule Offenbach, Diplomarbeit, 2002
- [64] DOLL, S.: *Zur numerischen Behandlung großer elasto-viskoplastischer Deformationen bei isochor-volumetrisch entkoppeltem Stoffverhalten*, Universität Karlsruhe (TH), Diss., 1998
- [65] BATHE, K.J.: *Finite Elemente Methoden*. Springer Verlag, 1990
- [66] BRUHNS, O.T.: *Kontinuumsmechanik, Einführung in die Beschreibung inelasti-*

schen Materialverhaltens. Lehrstuhl für Technische Mechanik, Ruhr-Universität Bochum, 1992

- [67] MISES, R. v.: Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. In: *Nachrichten der königlichen Gesellschaft der Wissenschaften* (1913), S. 582–592
- [68] MELAN, E.: Zur Plastizität des räumlichen Kontinuums. In: *Ing.-Arch.* 9 (1938), S. 116–126
- [69] PRAGER, W.: A new method of analysing stress and strain in work-hardening plastic solids. In: *Journal of Applied Mechanics* 23(4) (1956), S. 493–496
- [70] BAUSCHINGER, J.: Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmodulus Verschiedener Metalle. In: *Zivilingenieur* 27 (1881), S. 289–348
- [71] ARMSTRONG, P.J. ; FREDERICK, C.O.: A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect / Central Electricity Generating Board and Berkeley Nuclear Laboratories RD/B/N 731. 1966. – Forschungsbericht
- [72] FREED, A.D. ; WALKER, K.P.: Viscoplasticity with creep and plasticity bounds. In: *International Journal of Plasticity* 9 (1993), S. 213–242
- [73] CHABOCHE, J.L.: Viscoplastic Equations for the Description of Cyclic and Isotropic Behavior of Metals. In: *Bulletin de l'Académie Polonaise des Science, Série des Science* 25(1) (1977)
- [74] LEMAITRE, J. ; CHABOCHE, J.L.: *Mechanics of solid materials*. Cambridge, 1990
- [75] CHABOCHE, J.L. ; ROUSSELIER, G.: On the Plastic and Viscoplastic Constitutive Equations- Part I: Rules Developed With Internal Variable Concept. In: *Journal of Pressure Vessel Technology* 105 (2) (1983), S. 153–158
- [76] CHABOCHE, J.L. ; ROUSSELIER, G.: On the Plastic and Viscoplastic Constitutive Equations- Part II: Application of Internal Variable Concepts to the 316 Stainless Steel. In: *Journal of Pressure Vessel Technology* 105 (2) (1983), S. 159–164
- [77] EKH, M. ; JOHANSSON, A. ; THORBERNTSSON, H. ; JOSEFSON, B. L.: Models for

- cyclic ratchetting plasticity – integration and calibration. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 122 (2000), S. 49–55
- [78] SCHEMMEL, J.: *Beschreibung des Verformungs-, Festigkeits- und Versagensverhaltens von Komponenten im Kriechbereich unter instationärer Beanspruchung mit einem elastisch-viskoplastischen Werkstoffmodell*, Universität Stuttgart, Diss., 2003
- [79] CAILLETAUD, G. ; DEPOID, C. ; MASSINON, D. ; NICOULEAU-BOURLES, E.: Elastoviscoplasticity with aging in aluminium alloys. In: MAUGIN, G.A. (Hrsg.) ; DROUOT, R. (Hrsg.) ; SIDOROFF, F. (Hrsg.): *Continuum Thermomechanics: The Art and Science of Modelling Material Behaviour*, Springer Netherlands, 2002, S. 75–86
- [80] NICOULEAU-BOURLES, E. ; EL-MAYAS, N. ; MASSINON, D. ; CAILLETAUD, G.: Thermomechanical fatigue of aluminium alloys: experimental study and numerical simulation. In: *Thermal Stresses '99: Third International Congress on Thermal Stresses*, 1999
- [81] BARLAS, B. ; MASSINON, D. ; MEYER, P. ; CAILLETAUD, G. ; GUILLOT, I. ; MORIN, G.: A phenomenological Model for Fatigue Life Prediction of highly loaded Cylinder Heads. In: *SAE World Congress*, 2006
- [82] SLAVIK, D. ; SEHITOGLU, H.: A Constitutive Model for High Temperature Loading: Part I-Experimentally Based Forms of the Equations. In: *The 1987 Pressure Vessels and Piping Conference, San Diego*, 1987
- [83] SLAVIK, D. ; SEHITOGLU, H.: A Constitutive Model for High Temperature Loading: Part II: Comparison of Simulations with Experiments. In: *The 1987 Pressure Vessels and Piping Conference, San Diego*, 1987
- [84] JIANG, Y. ; SEHITOGLU, H.: Modeling of cyclic ratchetting plasticity: part I-development of constitutive relations. In: *Journal of applied mechanics* 63 (3) (1996), S. 720–725
- [85] JIANG, Y. ; SEHITOGLU, H.: Modeling of cyclic ratchetting plasticity: part II-comparison of model simulations with experiments. In: *Journal of applied mechanics* 63 (3) (1996), S. 726–733

- [86] VERGER, L. ; CONSTANTINESCU, A. ; CHARKALUK, E.: On the simulation of large viscoplastic structures under anisothermal cyclic loadings. In: *IUTAM Symposium on Creep in Structures*, 2001
- [87] CHARKALUK, E. ; BIGNONNET, A. ; CONSTANTINESCU, A. ; DANG VAN, K.: Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. In: *Fatigue Fracture Engng Mater Struct* 25, 1199-1206 25 (2002), Nr. 1, S. 1199–1206
- [88] GUILLOU, M.: *Implementation of constitutive models for the application in TMF lifetime estimation*, Ecole Polytechnique, Paris, Diplomarbeit, 2005
- [89] HIBBIT ; KARLSSON ; SORENSON: *ABAQUS 6.5 Analysis User's Manual*. 2004
- [90] NGUYEN-TAJAN, T.M.I. ; POMMIER, H. B.and M. B.and Maitournam ; HOUARI, M. ; VERGER, L. ; DU, Z.Z. ; SNYMAN, M.: Determination of the stabilized response of a structure undergoing cyclic thermal-mechanical loads by a direct cyclic method. In: *ABAQUS Users Conference*, 2003
- [91] MERCER, I. ; MALTON, G. ; J., Draper.: The Effect of User Decisions on the Accuracy of Fatigue Analysis from FEA. In: *ABAQUS Users' Conference*, 2003
- [92] CHRIST, H.-J.: *Wechselverformung von Metallen, Werkstoff-Forschung und -Technik 9*. Springer-Verlag, 1991
- [93] MINER, M.A.: Cumulative Damage in Fatigue. In: *ASME Journal of applied mechanics* 12 (1945), S. 159–164
- [94] SURESH, S.: *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1991
- [95] CHRIST, H.-J. ; JUNG, A. ; MAIER, H.J. ; TETERUK, R.: Thermomechanical fatigue - Damage mechanisms and mechanism-based life prediction methods. In: *Sadhana* 28 (2003), S. 147–165
- [96] MANSON, S.S ; HALFORD, G.R. ; HIRSCHBERG, M.H.: Creep-Fatigue Analysis by Strain-Range.Paartitioning. In: ZAMRIK, S.Y. (Hrsg.): *Design for Elevated Temperature Environment*, ASME, New York, 1971, S. 12–24

- [97] CHABOCHE, J. L. ; POLICELLA, H. ; KACZMAREK, H.: Applicability of the SRP method and creep-fatigue damage approach to the LCHTF life prediction of IN-100 alloy. In: *AGARD Characterization of Low Cycle High Temp. Fatigue by the Strainrange Partitioning Method*, 1978
- [98] ZHUANG, W.Z. ; SWANSSON, N.S.: Thermo-Mechanical Life Prediction: A Critical Review / Defence Science and Technology Organisation. DTSO-TR-0609. 1998. – Forschungsbericht
- [99] GALLERNEAU, F. ; NOUAILHAS, D. ; CHABOCHE, J.L.: A fatigue damage model including interaction effects with oxidation and creep damages. In: *Sixth International Fatigue Congress*, 1996
- [100] KACHANOV, L.M.: *Introduction to Continuum Damage Mechanics*. Martinus Nijhoff Publications Holland, 1986
- [101] LEMAITRE, J.: *A Course on Damage Mechanics*. Springer Verlag, 1992
- [102] CHABOCHE, J. L. ; POLICELLA, H. ; SAVALLE, S.: Application of the continuous damage approach to the prediction of high temperature low-cycle fatigue / ONERA, TP no. 1978-70. 1978. – Forschungsbericht
- [103] FEDELICH, B.: A microstructural model for the monotonic and the cyclic behaviour of single crystals of superalloys at high temperatures. In: *International Journal of Plasticity*. 18(1) (2002), S. 1–49
- [104] SEDLÁČEK, R. ; RAABE, D. (Hrsg.) ; CHEN, L. Q. (Hrsg.) ; BARLAT, F. (Hrsg.) ; ROTERS, F. (Hrsg.): *Statistical dislocation modeling - Continuum Scale Simulation of Engineering Materials - Fundamentals - Microstructures - Process Applications*
- [105] HEITMANN, H.H. ; VEHOFF, H. ; NEUMANN, P.: Life prediction for random load fatigue based on the growth behavior of microcracks. In: *advance in fracture research, ICF6*, 1984
- [106] RIEDEL, H.: *Fracture at High Temperatures*. Springer Verlag Berlin, 1987
- [107] KRUPP, U. ; DÜBER, O. ; CHRIST, H.-J. ; KÜNKLER, B. ; FRITZEN, C.-P.: Mecha-

nismen der Initiierung und Ausbreitung mikrostrukturell kurzer Ermüdungsrisse.
In: *Werkstoffprüfung*, 2004

- [108] LOEPRECHT, Malte: *Berechnungsverfahren zur Betriebsfestigkeit von Diesel-Zylinderköpfen aus Aluminium*, RWTH Aachen, Diss., 2001
- [109] LOEPRECHT, M. ; MARCKWARDT, H. ; MAASSEN, F.: Lebensdauerberechnung von thermisch hochbelasteten Motorbauteilen aus Aluminium am Beispiel eines Zylinderkopfes. In: *ABAQUS Anwendertreffen*, 1999
- [110] TRAMPERT, S. ; MAASSEN, F.: Zylinderköpfe für hohe Spitzendrücke und Literleistungen. In: *VDI Ventiltrieb und Zylinderkopf* 1815 (2004), S. 203–216
- [111] MAASSEN, F. ; KOCH, F. ; DEUSTER, U. ; LOEPRECHT, M. ; MARCKWARDT, H.: Low cycle fatigue of aluminum cylinder heads- calculation and measurement of strain under fired operation. In: *SAE International Congress and exposition*, 1999
- [112] KOCH, F. ; MAASSEN, F. ; DEUSTER, U. ; LOEPRECHT, M. ; MARCKWARDT, H.: Low Cycle Fatigue of Aluminum Cylinder Heads - Calculation and Measurement of Strain under Fired Operation. In: *SAE World Congress*, 1999
- [113] MAASSEN, F. ; LOEPRECHT, M. ; EGNER-WALTER, A.: Rechnerische Optimierung von hochbelasteten Zylinderköpfen aus Aluminium - Dauerlaufsimulation. In: *9. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik*, 2000
- [114] MANSON, S.S.: Behaviour of materials under conditions of thermal stress / NACA Report No. 1170. 1954. – Forschungsbericht
- [115] FASH, J. ; SOCIE, D. F.: Fatigue Behaviour and mean effects in grey cast iron. In: *International Journal of Fatigue* 4 (1982), Nr. 3, S. 137–142
- [116] OSTERGREN, W.J.: A Damage Function and associated Failure Equations for predicting Hold Time and Frequency Effects in Elevated High Temperature Low Cycle Fatigue. In: *Journal of Testing and Evaluation* 4 (1976), S. 327–339
- [117] CHARKALUK, E.: *Dimensionnement des structures à la fatigue thermomécanique*, Ecole polytechnique, Diss., 1999

- [118] VERGER, L. ; CHARKALUK, E. ; CONSTANTINESCU, A.: a Macroscopic Crack Initiation Criterion in multiaxial Thermomechanical fatigue. In: *Conference on Biaxial and Multiaxial Fatigue and Fracture*, 2001
- [119] THOMAS, J.J. ; VERGER, L. ; BIGNONNET, A. ; CHARKALUK, E.: Thermomechanical design in the automotive industry. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 27 (10) (2004), S. 887–895
- [120] LEDERER, G. ; CHARKALUK, E. ; VERGER, L.: Numerical Lifetime Assessment of Engine Parts submitted to thermomechanical Fatigue, Application to Exhaust Manifold Design. In: *SAE 2000 World Congress*, 2000
- [121] CHARKALUK, E. ; CONSTANTINESCU, A.: An energetic approach in thermomechanical fatigue for silicon molybdenum cast iron. In: *Materials at high temperatures* 17 (2000), Nr. 3, S. 373–380
- [122] CONSTANTINESCU, A. ; CHARKALUK, E. ; LEDERER, G. ; VERGER, L.: A computational approach to thermomechanical fatigue. In: *International journal of fatigue* 26 (2004), S. 805–818
- [123] ZIEHER, F. ; LANGMAYR, F. ; ENNEMOSER, A. ; JELATANVCEV, A. ; HAGER, G. ; WIESER, K.: Advanced Thermal Mechanical Fatigue Life Simulation of Cylinder Heads. In: *ABAQUS Users' Conference*, 2004
- [124] ZIEHER, F. ; LANGMAYR, F.: Engine simulation in view of reduced development time. In: *FISITA*, 2002
- [125] ZIEHER, F. ; LANGMAYR, F. ; JELATANVCEV, A. ; WIESER, K.: Thermal Mechanical Fatigue Simulation of Cast iron Cylinder Heads. In: *SAE World Congress*, 2005
- [126] TAKAHASHI, T. ; NAGAYOSHI, T. ; KUMANO, M. ; SASAKI, K.: Thermal Plastic-Elastic Creep analysis of engine cylinder head. In: *SAE World Congress*, 2002
- [127] TAKAHASHI, T. ; SUGIMURA, Y. ; SASAKI, K.: Thermal Plastic-Elastic Analysis in Consideration of Metallurgical Microstructure. In: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 126 (1) (2004), S. 25–32

- [128] NAGAYOSHI, T. ; KODAIRA, T.: Analysis of Thermal Fatigue Cracks in Cylinder Heads. In: *JSAE Review* 14(2) (1993), S. 56–60
- [129] NEU, R.W. ; SEHITOGLU, H.: Thermomechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part I. Damage Mechanisms. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 20A (1989), S. 1755–1767
- [130] NEU, R.W. ; SEHITOGLU, H.: Thermomechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part II. Life Prediction. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 20A (1989), S. 1769–1783
- [131] SMITH, T.J. ; SEHITOGLU, H. ; QING, X. ; MAIER, H.J.: The Influence of SDAS on TMF Response of Al 319 Alloys. In: *4th Int. Conf. on Low Cycle Fatigue and Elastic-Plastic Behaviour of Materials*, 1998
- [132] SMITH, T.J. ; MAIER, H.J. ; SEHITOGLU, H. ; FLEURY, E. ; ALLISON, J.: Modeling High-Temperature Stress-Strain Behavior of Cast Aluminum Alloys. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 30A (1999), S. 133–146
- [133] SU, X. ; ZUBECK, M. ; LASECKI, J. ; ENGLER-PINTO JR., C.C. ; TANG, C. ; SEHITOGLU, H. ; ALLISON, J.: Thermal Fatigue of Cast Aluminum Cylinder Heads. In: *SAE World Congress 2002-01-0657* (2002)
- [134] SU, X. ; ZUBECK, M. ; LASECKI, J. ; SEHITOGLU, H. ; ENGLER-PINTO JR., C.C. ; TANG, C. ; ALLISON, J.: Thermomechanical Fatigue Analysis of Cast Aluminum Engine Components. In: *Thermomechanical Fatigue Behaviour of Materials: 4th Volume, ASTM STP 1428*, 2002
- [135] ENGLER-PINTO JR., C.C. ; SEHITOGLU, H. ; MAIER, H.J. ; FOGLESONG, T.J.: Thermo-Mechanical Fatigue behaviour of Cast 319 Aluminum Alloys. In: *Temperature Fatigue Interaction*, 2002
- [136] ENGLER-PINTO JR., C.C. ; SU, X. ; CHEN, X. ; ALLISON, J.E.: Thermal Fatigue Analysis of Cast Aluminum Engine Components. In: *SF2M - Fatigue under Thermal Loadings*, 2007
- [137] THALMAIR, S. ; FISCHERSWORRING-BUNK, A. ; LANG, K.-H. ; LÖHE, D.: Ther-

- thermomechanical cylinder head design for high power gasoline engines. In: *Fatigue*, 2006
- [138] THALMAIR, S. ; THIELE, J. ; FISCHERSWORRING-BUNK, A. ; EHART, R. ; GUILLOU, M.: Cylinder Heads for High Power Gasoline Engines - Thermomechanical Fatigue Life Prediction. In: *SAE World Congress*, 2006
- [139] SCHMITT, W. ; MOHRMANN, R. ; RIEDEL, H. ; DIETSCH, A. ; FISCHERSWORRING-BUNK, A.: Modelling of the Fatigue Life of Automobile Exhaust Components. In: *Fatigue 2002*, 2002
- [140] ANDRESEN, K. ; DANNEMEYER, S. ; FREIBE, H. ; MAHNKEN, R. ; RITTER, R. ; STEIN, E.: Parameteridentifikation für ein plastisches Stoffgesetz mit FE-Methoden und Rasterverfahren. In: *Bauingenieur* 71 (1996), S. 21–31
- [141] CHABOCHE, J.L. ; CAILLETAUD, G.: Integration methods for complex plastic constitutive equations. In: *Computer methods in applied mechanics and engineering* 133 (1996), S. 125–155
- [142] HACKL, K. ; SCHMIDT-BALDASSARI, M.: Time Integration Algorithms for Evolution Equations in Finite-Strain Plasticity. In: *Trends in computational structural mechanics*, 2001
- [143] ANDING, D. K.: *Zur simultanen Bestimmung materialabhängiger Koeffizienten inelastischer Stoffgesetze*, Ruhr-Universität Bochum, Diss., 1997
- [144] SEIFERT, T.: *Identification of Material Parameters Using Instrumented Indentation Test Data*, Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 2003
- [145] BRAESS, D.: *Numerische Mathematik für Ingenieure, Ausarbeitung einer Vorlesung für Bauingenieure und Maschinenbauer*. Ruhr-Universität Bochum, Fakultät für Mathematik, 1990
- [146] SIMO, J.C.: *Computational Inelasticity*. Springer Verlag, 1998
- [147] TARANTOLA, A.: *Inverse Problem Theory, Methods for Data Fitting and Model Parameter Estimation*. Elsevier, 1987

- [148] BARD, Y.: *Non-linear Parameter Estimation*. Academic Press, New York, 1974
- [149] PRESS, W.H. ; TEULOSKY, S.A. ; W.T., Vetterling ; FLANNERY, B.P.: *Numerical Recipes in Fortran: The art of scientific computing*. Cambridge University, 1992
- [150] ERIKSSON, Kenneth ; JOHNSON, Claes ; ESTEP, Donald: *Angewandte Mathematik: Body and Soul*. Springer Berlin Heidelberg, 2004
- [151] PANHANS, S. ; KREISSIG, R. ; MEINEL, S.: Identifikation der Materialparameter eines viskoplastischen Materialmodells vom Überspannungstyp für den Einsatzstahl 20MoCrS4. In: *Technische Mechanik* 24(2) (2004), S. 105–115
- [152] BRUHNS, O.T. ; ANDING, D.K.: On the simultaneous estimation of model parameters used in constitutive laws for inelastic material behaviour. In: *International Journal of Plasticity* 15 (1999), S. 1311–1340
- [153] SCHÖNEBURG, E. ; HEINZMANN, F. ; FEDDERSEN, S.: *Genetische Algorithmen und Evolutionsstrategien: Eine Einführung in Theorie und Praxis der simulierten Evolution*. Addison-Wesley, Bonn, Paris, 1994
- [154] GOLDBERG, D.E.: *Genetic Algorithms in Search, Optimization and Machine Learning*. Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1989
- [155] FURUKAWA, T. ; YAGAWA, G.: Inelastic constitutive parameter identification using an evolutionary algorithm with continuous individuals. In: *International Journal for numerical methods in engineering* 40 (1997), S. 1071–1090
- [156] BOHN, N.: *Ein Beitrag zur Weiterentwicklung von Evolutionsstrategien für die virtuelle Produktentwicklung*, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Diss., 2007
- [157] RECHENBERG: *evoC 2.0 user manual*. Technical university Berlin, Department of bionics and evolution techniques, 1994
- [158] LUFT, Jochen: *Thermisch-mechanische und überlagerte thermisch-mechanische/mechanische Ermüdungsbeanspruchung der Zylinderkopfflegierungen AlSi7Mg und AlSi5Cu3*, Universität Karlsruhe, Diss., 2007

- [159] WARD, D. ; CURTIN, W.A. ; QI, Y.: Aluminum Silicon Interfaces and Nanocomposites: A Molecular Dynamic Study / General Motors Brown University Collaborative Research Laboratory. 2004. – Forschungsbericht
- [160] FRIKHA, M.: *Comparison of TMF lifetime prediction methods for aluminium-silicon cylinder-head alloys*, Ecole Polytechnique, Paris, Diplomarbeit, 2006
- [161] THALMAIR, S. ; FISCHERSWORRING-BUNK, A. ; KLINKENBERG, F.J. ; LANG, K.-H. ; FRIKHA, M.: Microstructural damage evolution in Aluminium-Silicon cylinder head alloys under thermomechanical loading. In: *SF2M - Fatigue under Thermal Loadings*, SF2M, 2007
- [162] DOWLING, N.E.: Fatigue failure predictions for complicated stress-strain histories. In: *Journal of Materials* 7 (1972), S. 71–87
- [163] AMIABLE, S. ; CHAPULIOT, S. ; CONSTANTINESCU, A. ; FISSOLO, A.: A computational lifetime prediction of a thermal shock experiment. Part I : thermomechanical modelling and lifetime prediction. In: *Fatigue Fracture Material Structure* 29 (2006), S. 209–217
- [164] AMIABLE, S. ; CHAPULIOT, S. ; CONSTANTINESCU, A. ; FISSOLO, A.: A computational lifetime prediction of a thermal shock experiment. Part II : discussion on difference fatigue criteria. In: *Fatigue Fracture Material Structure* 29 (2006), S. 219–227
- [165] GEIER, G.F.: *Entwicklung und Implementierung eines Modells zur Beschreibung des Festigkeitsverhaltens auf Grund der Alterung von Aluminiumlegierungen*, Montanuniversität Leoben, Diplomarbeit, 2003
- [166] L'ESPERANCE, G. ; LORETTO, M.H. ; ROBERTS, W.T. ; PRICE, D. ; WILSON, D.V.: Tensile Properties of a 2014 Aluminum Alloy in the Temperature Range 250° to 500 °C. In: *Metallurgical Transactions A* 15A (1984), S. 913–922
- [167] BÜRCEL, R.: *Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik*. Vieweg Verlag, 1998
- [168] VERGER, L. ; CONSTANTINESCU, A. ; CHARKALUK, E.: Thermomechanical Fa-

tigue Design of Aluminium Components. In: *Temperature-Fatigue Interaction*, 1999

- [169] GEIGER, C. ; KANZOW, C.: *Numerische Verfahren zur Lösung unrestringierter Optimierungsaufgaben*. Springer, 1999
- [170] THALMAIR, S. ; KLINKENBERG, F.J. ; FISCHERSWORRING-BUNK, A. ; LANG, K.-H. ; LÖHE, D.: Zur thermomechanischen Bewertung hochbelasteter Aluminium-Zylinderköpfe. In: *Materialprüfung* 49 (2007), S. 113–116
- [171] LANDERL, C. ; KLAUER, N. ; SCHUNEMANN, E. ; LUTTERMANN, C.: The new BMW row six cylinder petrol engine with Valvetronic. In: *ATZ* 107 (2005), S. 70–87
- [172] PFLAUM, W. ; MOLLENHAUER, K.: *Wärmeübergang in der Verbrennungskraftmaschine*. Springer Verlag, 1977
- [173] BLÜM, A.: *Untersuchung des Einflusses der Randbedingungen auf das Ergebnis der stationären Temperaturfeldberechnung in komplexen Motorbauteilen.*, Fachhochschule Karlsruhe - Hochschule für Technik, Diplomarbeit, 1999
- [174] DANTER, M.: *Vergleich und Adaption verschiedener Modellierungskonzepte zur numerischen Simulation von Wärmeübergangsphänomenen bei Motorbauteilen*, Universität Linz, Diplomarbeit, 2003
- [175] GORDNER, A.: Gekoppelte Wärmeübergangssimulation mit Struktur-Fluid und Struktur-Struktur Kopplungen. In: *Virtual Powertrain Creation*, 2007
- [176] GÖTTSCHE, Jens ; PETERSEN, Maritta: *Festigkeitslehre- klipp und klar*. Hanser Verlag, 2006
- [177] BECK, T. ; LANG, K.-H. ; LÖHE, D.: Mitteldehnungseinfluss und Schädigungsentwicklung bei thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung der mit 15 Vol.-(Saffil) Kurzfasern verstärkten Zylinderkopfflegierung AlSi10Mg. In: *VDI Werkstoff und Automobilantrieb* 1472 (1999), S. 423–436

- [178] FEIKUS, F.J.: Optimierung von Aluminium-Silicium-Gusslegierungen für Zylinderköpfe. In: *Giesserei-Praxis* 2 (1999), S. 50–59
- [179] DOWLING, N.E.: Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens. In: *ASTM 637* (1977), S. 97–121
- [180] RAU, K. ; BECK, T. ; LÖHE, D.: The Behaviour of the austenitic Steel AISI 316 L under Complex Thermal-Mechanical Fatigue Loading. In: *THERMEC 2003, Madrid*, 2003, S. 93
- [181] SORGER, H. ; ZIEHER, F. ; SAUERWEIN, U. ; SCHÖFFMANN, W.: Hochbelastete Zylinderköpfe für Otto- und Dieselmotoren - Trends und Potenziale. In: *MTZ* 69 (2008), S. 104–113