

Festigkeitsverhalten der Al-Si-Gusslegierung AlSi12CuNiMg bei erhöhten Temperaturen

Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

von: Dipl.-Ing. Sergii Kozhar
geb. am 20.05.1980
in: Kiew, die Ukraine

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Doris Regener
Prof. Dr.-Ing. habil. Holm Altenbach

eingereicht am: 24.11.2010
Promotionskolloquium am: 08.03.2011

Für Tochter Viktoria, Ehefrau Alona und meine Eltern

Kurzreferat

Eine wichtige Werkstoffgruppe, die aufgrund guter Giessbarkeit, großer Wärmeleitfähigkeit und hoher Festigkeit bei gleichzeitig sehr geringem Gewicht größtenteils in der Automobilindustrie angewendet wird, sind die Al-Si-Gusslegierungen. Das Anwendungsgebiet dieser Legierungen umfasst Motoren-, Pumpen- und Ventilgehäuse sowie Kolben für Verbrennungsmotoren. Letztere sind im Betrieb einem komplexen Belastungsregime unterworfen.

In der vorliegenden Arbeit wird die eutektische Aluminiumgusslegierung Al-Si12CuNiMg (EN-AC 48000) untersucht. Der im Gusszustand vorliegende Werkstoff wird im Rahmen dieser Arbeit T6-wärmebehandelt, um eine maximale Festigkeit zu erreichen. Neben Untersuchungen der Mikrostruktur und von Phasentransformationsprozessen werden Härtemessungen sowie quasistatische Zug- und Druckversuche in einem Temperaturbereich von 20°C bis 300°C durchgeführt. Durch zusätzliche Zugversuche bei 300°C wird die Abhängigkeit der Zugfestigkeitseigenschaften von der Verformungsgeschwindigkeit nachgewiesen. Weiterhin werden isotherme Kriechversuche und kraftgesteuerte Kurzzeit-Ermüdungsversuche unter reiner Zugschwellbeanspruchung im Temperaturbereich 20°C-300°C beschrieben. Während der Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei 250°C und 300°C wird ein plastischer Verformungsanteil in jedem Lastspiel beobachtet. Im Anschluss an diese Versuche werden ausgewählte Proben zur Beurteilung des Schadensmechanismus licht- und elektronenmikroskopisch begutachtet. Gegenüber der Legierung, deren Gefüge primär grobes Silizium enthält, erfolgen zusätzlich einige Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei 300°C mit einer strontiumveredelten Legierung im Ausgangszustand sowie nach T6-Wärmebehandlung.

Für die Beschreibung des Legierungsverhaltens bei erhöhten Temperaturen wird ein konstitutives Stoffgesetz, das die Rückspannung sowie zwei Schädigungsparameter enthält, formuliert. Die erforderlichen Modellparameter des Modells sind aus den durchgeführten Zug- und Kriechversuchen bestimmt worden. Mit Hilfe des Modells werden die Kriechkurven simuliert. Danach werden die experimentellen Daten des zyklischen Versuchs anhand des Modells verifiziert.

Zusätzlich wird eine qualitative Berechnung mittels der Finite-Elemente-Methode durchgeführt. Das Netz für das Modell wird aus zwei realen Mikrostrukturaufnahmen der Legierung mit körniger und veredelter Modifikation des eutektischen Siliziums generiert. Die Ergebnisse der Berechnung machen deutlich, dass die harten Partikel des Siliziums und der intermetallischen Phasen einen negativen Einfluss ausüben, da sie eine Spannungskonzentration in der Al-Matrix sowohl bei thermischer als auch bei mechanischer Beanspruchung verursachen.



Inhaltsverzeichnis

1	Einführung und Zielstellung	1
2	Kenntnisstand	4
2.1	Aluminium	4
2.2	Aluminiumlegierungen	6
2.3	Legierungssystem Al-Si	8
2.4	Einfluss der Legierungselemente	11
2.5	Aushärten	13
2.6	Kristallisation und Erstarrungsfehler	14
2.7	Mechanische Eigenschaften der Al-Si-Gusslegierungen	16
2.7.1	Einfluss der Mikrostruktur	16
2.7.2	Einfluss der Wärmebehandlung	17
2.7.3	Einfluss der Anwendungstemperatur	18
2.7.4	Einfluss einer zyklischen Beanspruchung	19
3	Grundlagen des Kriechens und der Ermüdungsfestigkeit	22
3.1	Kriechen	22
3.2	Werkstoffermüdung	25
3.3	Schädigung	29
4	Experimentelle Untersuchungen	33
4.1	Versuchswerkstoff	33
4.2	Gefügecharakterisierung	35
4.3	Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten	37
4.4	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften	38
4.4.1	Bestimmung der Härte	38
4.4.2	Druckversuch	38

4.4.3	Zugversuch	40
4.4.4	Kriechversuch	44
4.4.5	Kraftgesteuerte Kurzzeit-Ermüdungsversuche	54
5	Werkstoffmodelle bei Kriech- und Wechselbeanspruchung	68
5.1	Grundlagen der Elastizitätstheorie und Viskoplastizitätstheorie	68
5.1.1	Elastizität	68
5.1.2	Viskoplastizität	69
5.2	Konstitutivgesetz für Aluminiumgusslegierungen	73
5.3	Anwendung des Modells	75
5.4	Qualitative FEM-Berechnung des Legierungsgefüges	88
6	Zusammenfassung	102
	Literaturverzeichnis	106



Symbolverzeichnis

Skalare

ρ	Dichte
λ	Wärmeleitfähigkeit
α	Wärmeausdehnungskoeffizient
V	Volumen
c	Volumenanteil einer Phase
T	Temperatur
ΔT	Temperaturdifferenz
T_m	Schmelztemperatur
t	Zeit
t_B	Zeit bis zum Bruch
ν	Querkontraktionszahl
E	Elastizitätsmodul
G	Schermodul
K	Kompressionsmodul
λ, μ	Lamésche Konstanten
$R_{p0,2}, R_{p0,02}$	0,2% bzw. 0,02% Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
R_e	theoretische Streckgrenze
A	Bruchdehnung

σ	Spannung
σ_{eq}	äquivalente Spannung
σ_{vM}	Vergleichspannung nach von Mises
$\sigma_{\text{I}}, \sigma_{\text{II}}, \sigma_{\text{III}}$	Hauptspannungen
σ_{dB}	Druckfestigkeit
$\sigma_{\text{d0,2}}$	Stauchgrenze
τ_{sB}	Scherfestigkeit
τ	Schubspannung
σ_{o}	Oberspannung
σ_{u}	Unterspannung
σ_{m}	Mittelspannung
σ_{a}	Spannungsamplitude
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite
R_{σ}	Spannungsverhältnis
R_{ϵ}	Dehnungsverhältnis
N	Schwingspielzahl
N_{B}	Lebensdauer
f	Schwingspielfrequenz
ϵ	Dehnung
ϵ^{cr}	Kriechdehnung
$\dot{\epsilon}^{\text{cr}}$	Kriechdehnungsgeschwindigkeit
$\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}}$	äquivalente Kriechgeschwindigkeit
$\dot{\epsilon}_{\text{min}}^{\text{cr}}$	minimale Kriechgeschwindigkeit
ϵ_{B}	Bruchdehnung im Kriech- und LCF-Versuch
γ	Gleitung
ψ	Kontinuität
A_0	ungeschädigte Schnittfläche
A_{ω}	Flächenanteil der Defekte
ω	Schädigung
ω_{c}	kritische Größe der Schädigung
$a, b, a_1, a_2,$ σ_0, n, n_1, n_2	Werkstoffparameter in den Kriechgesetzen

J_1, J_2, J_3	Invarianten des Spannungstensors
λ	Lagrange-Multiplikator
Ω	viskoplastisches Potenzial
F	Fließfunktion
q	innere Variable
D	isotrope Verfestigungsvariable („drag stress“)
R	Variable zur Beschreibung der Vergrößerung der Fließfläche
Q, b	Parameter der isotropen Verfestigung
$C, \gamma, \beta_*, B, \alpha_{\text{sat}}$	Parameter der kinematischen Verfestigung
k	Fließspannung
p	kumulierte plastische Vergleichsdehnung
$g(\omega), h(\boldsymbol{\sigma}), \varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma})$	Antwortfunktionen in der Evolutionsgleichung der Schädigungsgeschwindigkeit
$\varepsilon_{\text{br}}, a_\varepsilon, b_\varepsilon, c_\varepsilon,$	Parameter der Funktion $\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma})$
R_V, a_1, a_2	
M, k	Parameter der Funktion $g(\omega)$
ϕ	Alterungsvariable
K_C, C_{sat}	Parameter für die Evolutionsgleichung der Variable ϕ
Vektoren und Tensoren höherer Stufen	
I	Einstensor
n	Normalenvektor der Schnittfläche
C	Elastizitätstensor vierter Stufe
M	Nachgiebigkeitstensor vierter Stufe
$\boldsymbol{\alpha}$	Rückspannungstensor
$\boldsymbol{\beta}$	deviatorischer Rückspannungstensor
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Gesamtverzerrungstensor
$\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{th}}, \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{el}}, \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{in}}$	thermischer, elastischer bzw. inelastischer Verzerrungstensor
$\boldsymbol{\sigma}$	Spannungstensor
s	deviatorischer Spannungstensor
$\bar{\boldsymbol{\sigma}}$	Tensor der gemittelten Spannung im Verbundwerkstoff
$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}$	Tensor der gemittelten Dehnung im Verbundwerkstoff

Einführung und Zielstellung

Eine wichtige Werkstoffgruppe, die aufgrund guter Giessbarkeit, großer Wärmeleitfähigkeit und hoher Festigkeit bei gleichzeitig sehr geringem Gewicht größtenteils in der Automobilindustrie angewendet wird, sind die Al-Si-Gusslegierungen. Das Anwendungsgebiet dieser Legierungen umfasst Motoren-, Pumpen- und Ventilgehäuse sowie Kolben für Verbrennungsmotoren (s. Bild 1.1). Letztere sind im Betrieb einem komplexen Belastungsregime (zyklische mechanische Beanspruchung wegen der Innendruckveränderung in der Brennkammer, großer Temperaturgradient im Kolben sowie Oszillation der Kolbenoberflächentemperatur) unterworfen [Sil06, MF06, Weg98, BS05, RHK05].

Das Verhalten eutektischer Al-Si-Gusslegierungen wurde bisher von verschiedenen Arbeitsgruppen untersucht. Eine Beeinflussung grundlegender mechanischer Eigenschaften durch Variation von Prozessparametern wurde von Haque et al. [HM98] für die Legierung Al-12% Si-2,5%Ni-CuMg, von Moustafa et al. [MSD03] sowie von Khan et al. [KON⁺93] für die Legierung Al-11,7% Si studiert. Aus der Fachliteratur sind Untersuchungen zur Härte [NS99, BGIL98] und Zugfestigkeit [boo03, AS06, RGH⁺08a, RGH⁺08b, RGD⁺09, MSD03] derartiger Legierungen bekannt. Huang et al. [HHDK04] erforschten das thermische Verhalten der Kolbenlegierung AlSi12CuNiMg, während die Kriecheigenschaften dieser Legierung bei 300°C von Requena et al. [RD06] untersucht wurden. Eswara-Prasad et al. [EVB⁺00a] veröffentlichten Ergebnisse von Kriechversuchen bei 350°C. Die Arbeit von Cseh et al. [CBG⁺99] enthält Werte der Kriechgeschwindigkeit, die mit Hilfe eines Mikroinddrucktests im Temperaturbereich 250°C–350°C ermittelt wurden. Schnabl et al. [SD03] gehen auf das thermozyklische Kriechen un- und kurzfaserverstärkter Legierungen des Typs AlSi12CuNiMg ein. Zum Einfluss der Temperatur und der Beanspruchungsamplitude auf die Lebensdauer bei dehnungsgeregelten Zug-Druck-Wechselbeanspruchungen liegen zahlreiche Untersuchungen vor. Von Flaig [Fla95] wurde über isotherme gesamtdehnungs-



Bild 1.1 Anwendungsbeispiele der Legierung AlSi12CuNiMg: (a) - Zylindergehäuse mit Zylinderkopf, (b) - Gehäuse für Schraubenspindelpumpen, (c) - ECOFORM[®]-Kolben. Quelle: www.mahle.com, www.alurheinfeld.com

kontrollierte sowie thermisch-mechanische Ermüdungsversuche im Temperaturbereich 20°C – 350°C für die Aluminiumgusslegierungen AlSi10Mg-G, AlSi12CuNiMg-K und AlSi6Cu4-K berichtet. Ergebnisse von dehnungsgesteuerten niederzyklischen Ermüdungsversuchen an zweiphasigen Al-Si-Legierungen bei Raumtemperatur sind in [SMM01] enthalten. Der Einfluss einer niederzyklischen Belastung auf die Anzahl der Belastungszyklen bis zum Versagen für AlSi12CuNiMg wird in [EVB⁺00b] betrachtet. Die Untersuchungen des Ermüdungsrisswachstums von eutektischen Al-Si-Gusslegierungen erfolgten in der Arbeit von Joyce et al. [JSR03], Shiozawa et al. [STS97] und Moffat [Mof07].

In der vorliegenden Arbeit wurde die eutektische Aluminiumgusslegierung AlSi12CuNiMg (EN-AC 48000) untersucht. Die Legierung kennzeichnet sich durch gute mechanische Eigenschaften bei höheren Temperaturen sowie durch gute Lauf- und Gleiteigenschaften. Es erfolgten weitere isotherme Zugversuche, Kriechversuche und kraftgesteuerte Kurzzeit-Ermüdungsversuche unter reiner Zugschwellbeanspruchung in Luft im Temperaturbereich 20°C – 300°C , um die Kriecheigenschaften während der zyklischen Beanspruchung zu untersuchen. Diese Art der Ermüdungsbeanspruchung ist in der Literatur für die Legierung AlSi12CuNiMg bislang nicht behandelt worden. Daher war es das Ziel der Dissertation, das zeitabhängige Materialverhalten der eutektischen Al-Si-Gusslegierung sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen sowie bei unterschiedlichen Belastungszuständen experimentell zu untersuchen und anhand der gewonnenen Ergebnisse ein konstitutives Werkstoffmodell aufzustellen.

Zunächst wird ein Überblick über Aluminium-Silizium-Gusslegierungen gegeben. Anschliessend erfolgt in Kapitel 2 die Darstellung der wichtigsten Eigenschaften dieser Werkstoffgruppe sowie von Faktoren, die sich auf die physikalischen und mechanischen Eigenschaften auswirken.

Kapitel 3 behandelt Grundlagen des Kriechens und der Ermüdungsfestigkeit sowie der Werkstoffschädigung, die im Weiteren verwendet werden.

In Kapitel 4 sind die Versuchsbedingungen der durchgeführten Zug-, Druck- und Kriechversuche sowie der niederzyklischen Ermüdungsversuche aufgeführt. Zudem enthält dieser Abschnitt die analysierten Materialeigenschaften der verwendeten Gusslegierung. Quantitative und qualitative Gefügeanalysen sowie fraktographische Untersuchungen dienen zur Beurteilung der Schadensmechanismen.

Die Formulierung eines konstitutiven Werkstoffmodells erfolgt in Kapitel 5 zur Modellierung des Werkstoffverhaltens der Kolbenlegierung bei 250°C und 300°C. Mit Hilfe dieses Modells werden die Ergebnisse der Kriech- und Ermüdungsversuche anschliessend verifiziert. Mit Hilfe qualitativer Berechnungen zur modellierten Mikrostruktur dieser Legierung auf der Grundlage der Finite-Elemente-Methode wird eine Übereinstimmung mit der real vorhandenen mehrphasigen Mikrostruktur nachgewiesen.

Kapitel 6 fasst die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit sowie daraus abgeleitete Schlussfolgerungen zusammen und gibt einen Ausblick auf weiterführende Untersuchungen.

Kenntnisstand

2.1 Aluminium

Das chemische Element Aluminium (chemisches Zeichen Al) ist ein silberweißes Metall, das in seiner reinen Form relativ weich, leicht und geologisch weitverbreitet ist. Unter normalen Bedingungen hat Aluminium eine dünne Oxidschicht. Seine Häufigkeit in der Erdkruste steht an erster Stelle unter allen Metallen – mit 8,07% ist der Anteil an der Erdkruste sehr hoch im Vergleich zu Eisen mit 5,06%. Im freien Zustand existiert Aluminium wegen seiner hohen Reaktionsfreudigkeit in der Natur nicht. Das Edelerz des Aluminiums ist Bauxit, das etwa 50% Al_2O_3 enthält [TM03].

Gleichzeitig und unabhängig voneinander stellten im Jahre 1886 der französische Wissenschaftler P.T. Héroult und der amerikanische Wissenschaftler C.M. Hall Aluminium durch elektrolytische Zersetzung von Aluminiumoxid her, das in geschmolzenem Kryolith gelöst war. Der Österreicher K.J. Bayer entwickelte hierzu 1892 ein wirtschaftliches Verfahren zur Gewinnung von Aluminiumoxid aus Bauxit durch Aufschluss mit Natronlauge, das als Bayer-Verfahren bezeichnet wird. Im Jahre 1918 erfand der norwegische Wissenschaftler C.W. Söderberg eine Blockanode (»Söderberg-Zelle«). Nach den von Bayer, Hall, Héroult und Söderberg gefundenen Prinzipien wird heute noch in allen Aluminiumhütten der Welt gearbeitet. Die Aluminiumherstellung ist nur in der Nähe von preiswert zur Verfügung stehender Elektroenergie wirtschaftlich.

Die Aluminiumproduktion ist in den letzten Jahren rapide gestiegen, von unbedeutenden 5700 Tonnen pro Jahr an der Wende zum 20. Jahrhundert auf das derzeitige Niveau von rund 25 Millionen Tonnen jährlich. Der Aluminiumverbrauch hat besonders während der vergangenen 40 Jahre zugenommen. Prognosen zufolge dürfte sich das Wachstum weiterhin mit einer Geschwindigkeit von 2-3 Prozent pro Jahr entwickeln [TM03, Alt94].

Tabelle 2.1 Auszugsweise Eigenschaften von Aluminium

Eigenschaften bei 298 K	Einheit	Wert	Literaturquelle
Dichte ρ	kg/m ³	2699	[Car08]
Schmelztemperatur T_m	°C	660,323	[Car08]
Wärmeleitfähigkeit λ	W/(m·K)	237	[Car08]
Wärmeausdehnungskoeffizient α	1/K	$(23,0 \dots 23,6) \cdot 10^{-6}$	[Car08, Dav98]
Brinell-Härte HB	N/mm ²	15...28	[Car08]
Vickers-Härte HV	N/mm ²	120...140	[Car08, Mon76]
Querkontraktionszahl ν	—	0,345...0,35	[Car08, Ost07]
Elastizitätsmodul E monokristallines Aluminium	GPa	$C_{11} - 108$	[Kit57]
		$C_{12} - 62$	
		$C_{44} - 28$	
polykristallines Aluminium		70,2...71,9	[Car08, BZ73]
Schermodul G monokristallines Aluminium	GPa	26,7...29	[BZ73, Kal73]
polykristallines Aluminium		27,2...27,8	[Car08, BZ73]
0,2% Dehngrenze $R_{p0,2}$	MPa	15...20	[Car08]
Zugfestigkeit R_m	MPa	40...50	[Ask87, Hat84]
Bruchdehnung A	%	50...70	[Car08]

Das Aluminium hat im festen Zustand die folgenden Eigenschaften: Kristalliner Aufbau (kubischflächenzentrierte Elementarzelle), hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, plastische Umformbarkeit sowie gutes Reflexionsvermögen der Oberfläche. Nachteilig ist die große Wärmedehnung, das Vorhandensein einer porösen Aluminiumoxidschicht auf der Oberfläche sowie eine große Wärmeleitung. Dadurch kommt es zu einer besonderen Poren- und Rissgefahr beim Schweißen [JW06].

Man teilt die Werkstoffkennwerte vom Aluminium in zwei Gruppen ein [Alt94]:

- Gefügeunabhängige Eigenschaften — Dichte, Schmelztemperatur, Elastizitätsmodul und Wärmeleitfähigkeit und
- gefügeabhängige Eigenschaften — Umformbarkeit, mechanische Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit sowie elektrische Leitfähigkeit.

Einige wichtige Eigenschaften des Aluminiums sind in Tabelle 2.1 zusammengestellt.

Unter mechanischem Gesichtspunkt ist reines Aluminium duktil, hämmerbar und verformbar. Seine Festigkeit kann mittels Kaltumformens oder Legierens von Mangan, Silizium, Kupfer, Magnesium oder Zink wesentlich verbessert werden (Bild 2.1). Aluminium ist bei niedrigen Temperaturen fester als bei Raumtemperatur, wobei seine Duktilität gleich bleibt. Aus diesem Grunde verwendet man Aluminium immer dann, wenn ein hohes Festigkeits-Gewichts-Verhältnis benötigt wird, z.B. in der Luft- und Raumfahrtindustrie, im Automobil- und Luftfahrzeugbau sowie im Bauwesen.

Aluminium und Aluminiumlegierungen ermöglichen wegen ihrer hohen Wärmeleitfähigkeit einen guten Wärmeübergang gegenüber anderen unedlen Metallen.

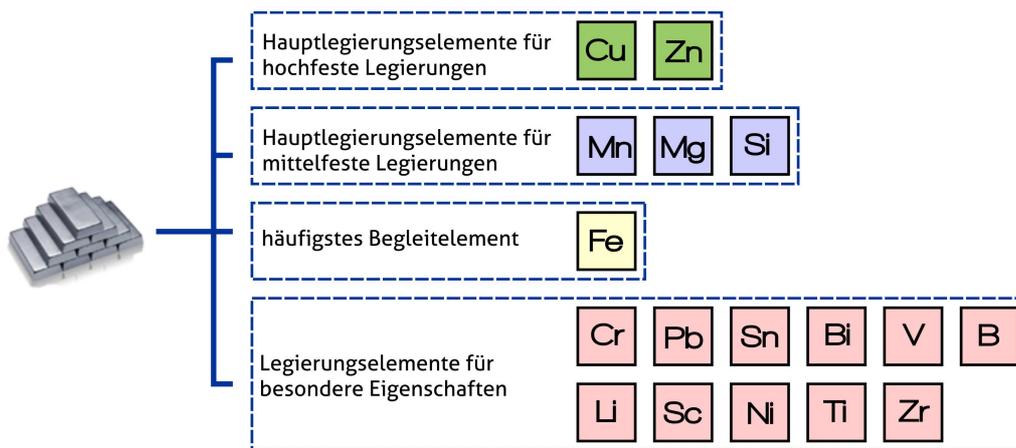


Bild 2.1 Zuordnung der Legierungselemente des Aluminiums zu bestimmten Funktionsgruppen [Ost07]

Dies macht Aluminium ideal bei Anwendungen, die Wärmeaustausch erfordern. Darüber hinaus ist Aluminium funkenfrei und folglich für Anwendungen mit explosiven Stoffen oder leichtentzündlichen Umgebungen passend. Im Gegensatz zu Eisen und Stählen ist Aluminium durch undurchdringliches Aluminiumoxid unter normalen atmosphärischen Bedingungen (z.B. bei Anwesenheit von Luft oder Wasser) korrosionsbeständig [Car08].

2.2 Aluminiumlegierungen

Allgemein können Aluminiumlegierungen in zwei Hauptgruppen unterteilt werden [Alt94]: Knetlegierungen, die mit dem Stranggussverfahren zu Barren oder Bändern gegossen und ausschließlich für die Herstellung von Walz-, Press- und Ziehfabrikaten verwendet werden, und Gusslegierungen, die aufgrund ihrer besseren Formfüllungseigenschaften und Warmrissunempfindlichkeit ausschließlich für die Herstellung von Formgussstücken eingesetzt werden. Die letztere Werkstoffgruppe hat in der Automobilindustrie eine große Bedeutung erlangt.

Bild 2.2 gibt einen Überblick über die technisch wichtigsten Aluminiumgusslegierungen. Bei aushärtbaren Al-Gusslegierungen, die auf den Systemen Al-Cu, Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Zn-Mg und Al-Zn basieren, lassen sich durch geeignete Wärmebehandlungen erhöhte Werte der Festigkeit und Härte erzielen.

Das international verwendete Bezeichnungssystem unterscheidet zwischen Knetlegierungen DIN EN 573 [Deu02] und Gusslegierungen DIN EN 1780 [Deu99]. Für die Bezeichnung von Formgussstücken und Gusslegierungen (auch für Massel und Vorlegierungen) ist die neue europäische Normung gegenüber der internationalen mit der DIN EN 1780:2002 [Deu99] eigene Wege gegangen.

Das am weitesten verbreitete Bezeichnungssystem der Aluminiumlegierungen ist das System, das von der nordamerikanischen Aluminum Association (AA) eingeführt wurde [KR04]. Für Gusswerkstoffe wurde ein eigenständiges europäisches Bezeichnungssystem entwickelt, das mit dem AA-Gusslegierungssystem nicht vergleichbar ist.

Die Bezeichnung von Aluminiumlegierungen erfolgt nach zwei verschiedenen Verfahren [Ost07], dem numerischen Bezeichnungssystem und dem Bezeichnungssystem mit chemischen Symbolen. Letzteres erlaubt die Angabe der Konzentration der Hauptlegierungsbestandteile und somit einen Bezug zur Legierungszusammensetzung, ist jedoch durch die unterschiedlichen Praktiken in verschiedenen nationalen und internationalen Normen nicht immer eindeutig. Das numerische Bezeichnungssystem hat demgegenüber den Vorteil eindeutiger Zuordnung zur Legierungszusammensetzung und sollte vorzugsweise benutzt werden [Ost07].

Ähnlich wie bei Knetlegierungen spielt die Verarbeitungstechnologie und das Gießverfahren eine wichtige Rolle für den Einsatz der verschiedenen Gusslegierungen sowie der Eigenschaftsdefinition des Formgussteils. Zur vollständigen Kennzeichnung wird daher auch die Angabe des Gießverfahrens benötigt, das durch einen der Legierungsnummer folgenden Buchstaben gekennzeichnet wird. Ausgewählte Bezeichnungen sind in Tabelle 2.2 angegeben. Weitere Details dazu findet man z.B. in der Literatur [Ost07, KR04, Hon].

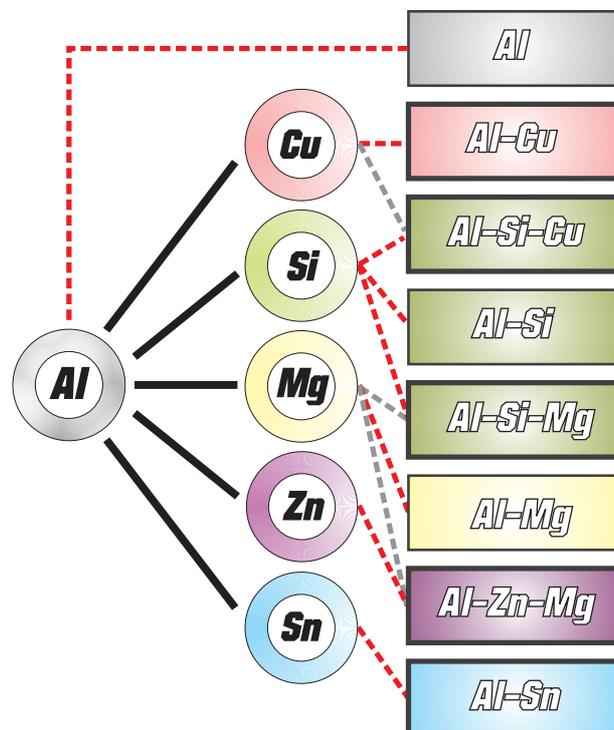


Bild 2.2 Legierungssysteme von Al-Gusslegierungen [KR04]

Tabelle 2.2 Bezeichnungen für die technischen Gießverfahren

Gießverfahren	Erläuterung	Kurzeichen	
		Bisher nach DIN 1725	Neu nach DIN EN 1780
Sandgießverfahren	Flüssigmetall wird in eine Sandform gegossen und erstarrt	G	C
Kokillengießverfahren	Flüssigmetall wird in eine Metallkokille gegossen und erstarrt	GK	K
Niederdruck-Kokillengießverfahren	Flüssigmetall wird in eine Metallkokille gegossen und unter niedrigem Druck (normalerweise 0,07 MPa) zur Erstarrung gebracht		
Druckgießverfahren	Flüssigmetall wird in eine Metallkokille gegossen und unter niedrigem Druck (normalerweise 70 MPa) zur Erstarrung gebracht	GD	D
Feingießverfahren	–Herstellung einer Keramikform mit Hilfe eines Modells aus Wachs oder aus einem thermoplastischen Kunststoff, wobei diese während des Prozesses verloren gehen –Eingießen des Metalls in diese Keramikform	GF	L

In der vorliegenden Arbeit liegt der Schwerpunkt bei eutektischen Al-Si-Legierungen, daher soll nachfolgend hauptsächlich nur auf Aluminium-Silizium-Gusslegierungen eingegangen werden.

2.3 Legierungssystem Al-Si

Das System Al-Si ist die Basis der Legierungsgruppen Al-Si-Cu und Al-Si-Mg. Das wichtigste Legierungselement in diesen Aluminiumgusslegierungen ist das Halbmetall Silizium (Tabelle 2.3).

Während die maximale Löslichkeit von Si im α -Mischkristall 1,65 Gew.-%* bei 577°C beträgt, enthalten Gusslegierungen normalerweise Si-Gehalte zwischen 3 und 20%. Die eutektische Zusammensetzung des binären Systems Aluminium-Silizium ist 12,2% Si (s. Bild 2.3). Diese Zahl kann in Abhängigkeit von der Literaturquelle leicht variieren. In [BO92] liegt der eutektische Punkt beispielsweise bei einem Gewichtsanteil von 12,6%. Die Al-Si-Legierungen unterteilt man [ZBG07] nach dem Si-Gehalt in (Bild 2.4):

* Hier und nachfolgend steht die Prozentangabe bei den Legierungsanteilen für Gewichtsprozent (Gew.-%).

Tabelle 2.3 Auszugsweise Eigenschaften von Silizium

Eigenschaften bei 298 K	Einheit	Wert	Literaturquelle
Dichte ρ	kg/m ³	2330	[Dav98]
Schmelztemperatur T_m	°C	1414	[RL05]
Wärmeleitfähigkeit λ	W/(m·K)	141	[RL05]
Wärmeausdehnungskoeffizient α	1/K	$5 \cdot 10^{-6}$ (0...1400°C)	[Dav98]
Vickers-Härte HV	N/mm ²	1000...1200	[BZ73]
Querkontraktionszahl ν	—	0,22	[Hul99]
Elastizitätsmodul E monokristallines Silizium	GPa	$C_{11} - 167,7$	[Hul99]
polykristallines Silizium		$C_{12} - 64,98$ $C_{44} - 80,36$ 110...115	
Schermodul G monokristallines Silizium	GPa	650...680	[Hul99]
polykristallines Silizium		40,5	[BZ73]
Theoretische Streckgrenze R_e	MPa	6400	[BZ73]
Zugfestigkeit von Polykristall R_m	MPa	5300	[BZ73]

1. hypoeutektische (untereutektische) Legierungen (< 11% Si),
2. eutektische Legierungen (11...13% Si),
3. hypereutektische (übereutektische) Legierungen (> 13% Si).

Die Struktur der untereutektischen Legierung (Bild 2.5a) setzt sich aus dem Al-Si-Eutektikum zusammen, das über die primär dendritisch erstarrten Bereiche aus reinem Aluminium verteilt ist. In den übereutektischen Legierungen sind die Silizium-Primärkristalle, die eher eine Oktaederform als eine Kugelform haben, in die Aluminium-Mischkristalle eingebettet [SGT⁺09, XWLJ06] (s.a. Bild 2.5c). Die Mikrostruktur der eutektischen Legierungen ist meistens durch das Eutektikum gekennzeichnet (Bild 2.5b).

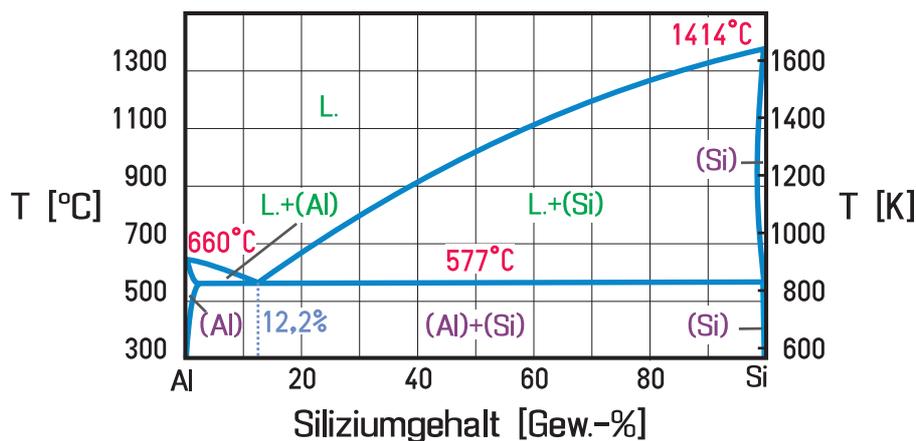


Bild 2.3 Zustandsdiagramm Al-Si [ZBG07]

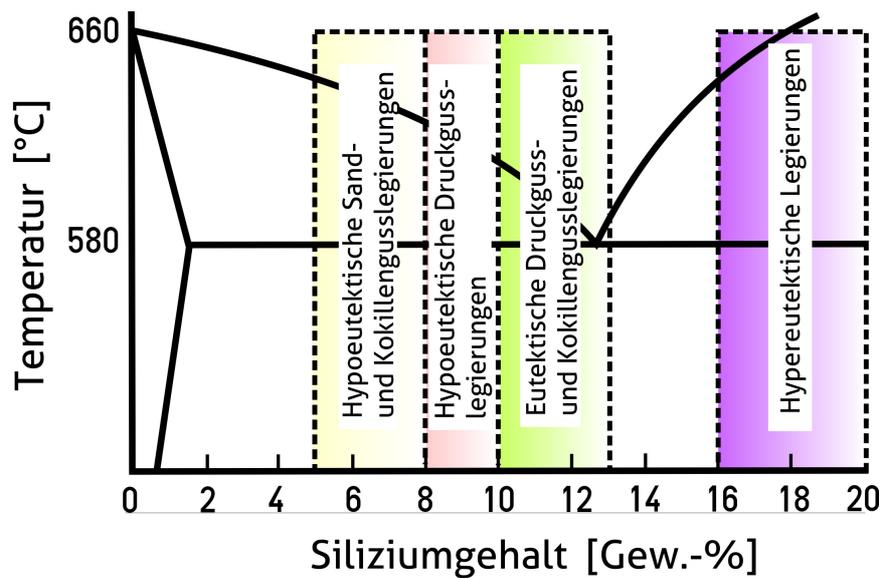


Bild 2.4 Al-Si-Gusslegierungen im binären Al-Si-Phasendiagramm [Ost07]

In die Gruppe der Al-Si-Legierungen gehören auch die Kolbenlegierungen und die übereutektischen Sonderlegierungen. Die Kolbenlegierungen enthalten zwischen 12% und 25% Silizium sowie als weitere Legierungskomponenten Kupfer, Nickel und Magnesium zu je ca. 1%. Diese Legierungen kennzeichnen sich durch gute mechanische Eigenschaften bei höheren Temperaturen, gute Korrosionsbeständigkeit und hohe Verschleißfestigkeit sowie durch gute Lauf- und Gleiteigenschaften. Die genannten Eigenschaften resultieren aus den sehr harten, primär erstarrten Silizium-Kristallen und der durch die übrigen Legierungselemente erhöhten Härte der Grundmasse.

Bei eutektischen und naheutektischen Al-Si-Gusslegierungen kann das eutektische Silizium in einer Legierung in drei Modifikationen, körnig, lamellar und veredelt,

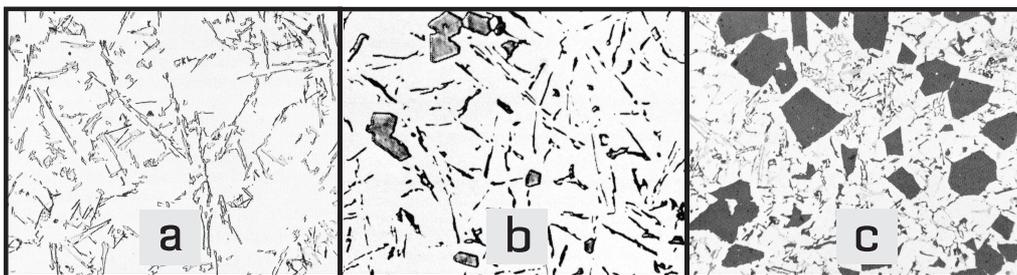


Bild 2.5 Gefügebilder der hypoeutektischen Legierung mit 8% Si (a), der eutektischen Legierung mit 12% Si (b) und der hyperutektischen Legierung mit 20% Si (c) [Alt94]

auftreten (Bild 2.6). Der Gefügetyp hat großen Einfluß auf die Gießeigenschaften und die mechanischen Eigenschaften.

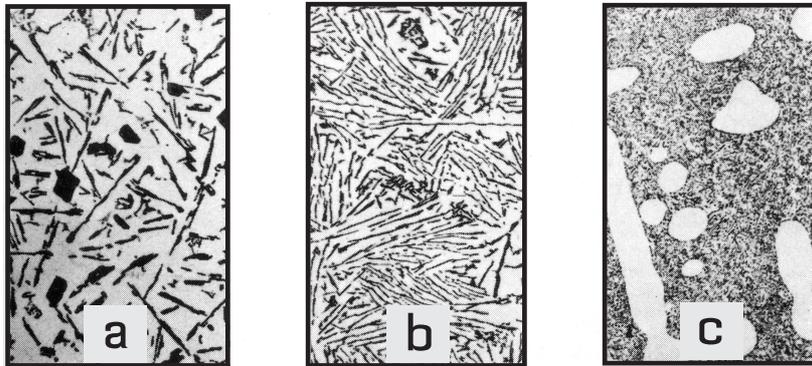


Bild 2.6 Körnige (a), lamellare (b) und veredelte (c) Gefügetypen der Legierung Al-Si12 (Sandguss) [Alt94]

2.4 Einfluss der Legierungselemente

Um die erforderlichen Eigenschaften der Al-Si-Gusslegierungen zu erzielen, werden die folgenden Legierungselemente beigelegt [boo03, Alt65, KKKO93]:

Silizium Die Zugabe von Silizium in Aluminium-Legierungen führt zu einer deutlichen Verbesserung der Gießeigenschaften. Durch Zusätze von Silizium nehmen Fließ- und Formfüllvermögen sowie Warmrissbeständigkeit zu. Daneben führt die Hinzugabe von Silizium zu einer Verminderung der thermischen Ausdehnung und einer Erhöhung der Verschleißfestigkeit, welches wichtig für die Herstellung von Kolben ist.

Kupfer Es verbessert wesentlich die Festigkeit und die Härte der Gusslegierungen im Ausgangszustand und nach der Wärmebehandlung. Nachteilig ist die Herabsetzung der Wärmeleitfähigkeit und die Erhöhung der Dichte durch Kupfer. Kupfer reduziert in der Regel die Korrosionsbeständigkeit.

Nickel Es wird gewöhnlich mit Kupfer zusammen verwendet, um die Legierungseigenschaften bei erhöhten Temperaturen zu verbessern. Es reduziert den thermischen Ausdehnungskoeffizienten und erhöht die Warmfestigkeit. Insbesondere Kolben und Zylinderköpfe sind die Haupteinsatzgebiete der nickelhaltigen Aluminiumlegierungen. Da in übereutektischen Al-Si-Legierungen durch höhere Nickelgehalte die Gießeigenschaften verschlechtert werden, setzt man Nickel bis max. 3% zu.

Magnesium Es steigert die Festigkeit und Härte in Aluminiumlegierungen. Mit Silizium zusammen wird Mg_2Si gebildet, welches Träger einer Ausschei-

dingshärtung ist. Magnesium bewirkt bei Aluminiumgusslegierungen keine Verbesserung der Gießeigenschaften.

Eisen In Reinaluminium ist Eisen nur in geringem Maße löslich. Außerdem erzeugt Eisen eine nur schwache Dispersionshärtung, beruhend auf der Ausscheidung von Al_3Fe und $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}$, welche bei höheren Temperaturen teilweise erhalten bleiben und so die Warmfestigkeit etwas erhöhen. Im kalten Zustand bewirken die genannten Gefügebestandteile infolge ihres plattenförmigen Aufbaus eine Versprödung. Daneben sollte der Eisengehalt für höchste Beständigkeit möglichst niedrig gehalten werden, weil Eisen die Korrosionsbeständigkeit vermindert.

Mangan Es verhält sich ähnlich wie Eisen, hat aber einen stärker erhöhenden Einfluss auf die Warmfestigkeit. Schon bei geringem Gehalt bildet Mangan in Gegenwart von Silizium Primärausscheidungen vom Typ $\text{Al}_{10}(\text{Mn}, \text{Fe})_2\text{Si}$, welche das Gießen erschweren und durch Seigerung im Schmelzofen die Legierungszusammensetzung verändern. In Al-Si- und Al-Si-Cu-Gusslegierungen hat Mangan die Funktion, den schädlichen Einfluss des Begleitelementes Eisen zu kompensieren.

Titan Es wirkt in der Gusslegierung bereits kornfeinend durch die peritektische Ausscheidung von Titan-Aluminid (TiAl_3). Die Kornfeinung beginnt am peritektischen Punkt von 0,15% Titan. Titan-Karbid, ein weiteres Kornfeinungsmittel, wird bei Gusslegierungen kaum angewendet.

Bor Es reagiert mit anderen Metallen, um Boride wie beispielsweise AlB_2 und TiB_2 zu bilden. Titan-Diborid bildet stabile Keimbildungsstellen, die mit aktiven kornfeinenden Phasen wie TiAl_3 interagieren, wodurch die beste Kornfeinung erreicht wird.

Phosphor Es wirkt in Mengen um 0,001% kornverfeinernd auf die Silizium-Primärausscheidungen der übereutektischen Aluminium-Silizium-Kolbenlegierungen, während der Siliziumanteil des Eutektikums vergrößert wird.

Natrium Das klassische Veredelungsmittel ist Natrium, das der Schmelze entweder metallisch oder durch natriumabgebende Salze sowie Tabletten zugegeben wird. Das Einbringen des Natriums erfolgt in Höhe von 0,05...0,1% des metallischen Natriums.

Strontium Die Veredelung mit Strontium hat Vorteile durch den höheren Schmelz- und Verdampfungspunkt gegenüber Natrium. Die empfohlenen höchsten Werte des Strontium-Gehaltes sind 0,012% für Druckguss, 0,02% für Kokillenguss und 0,015% für Sandguss.

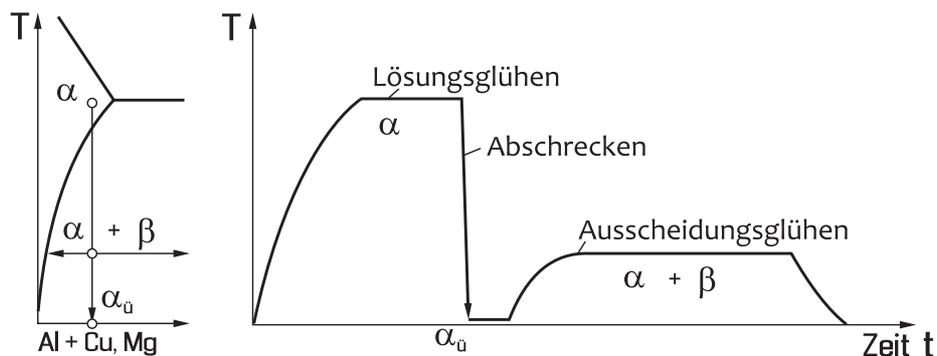
Tabelle 2.4 Bezeichnungen für die Werkstoffzustände der Gusslegierungen laut DIN EN 1706

Werkstoffzustand	Alte Kurzeichen	Neue Kurzeichen	Erläuterung
Gusszustand	—	F	Herstellungszustand
weichgeglüht	g	O	Weichgeglüht
wärmebehandelt	rl	T1	Kontrollierte Abkühlung nach dem Guss und kaltausgelagert
	ka	T4	Lösungsgeglüht und kaltausgelagert, wo anwendbar
	st/aw	T5	Kontrollierte Abkühlung nach dem Guss und warmausgelagert oder überaltert
	wa	T6	Lösungsgeglüht und vollständig warmausgelagert
	ta	T64	Lösungsgeglüht und nicht vollständig warmausgelagert – Unteralterung
	ü	T7	Lösungsgeglüht und überhärtet (warmausgelagert, stabilisierter Zustand)

2.5 Aushärten

Die Ausscheidungshärtung ist die wichtigste Methode zur Härtung von Aluminiumlegierungen. Sie beruht darauf, dass in einem Grundgefüge eine zweite Phase mit einer kugel-, platten- oder nadelförmigen Morphologie ausgeschieden wird. Der Wärmebehandlungszustand der Al-Legierungen wird durch eine genormte Bezeichnungsweise eindeutig festgelegt (Tabelle 2.4) und beschreibt dadurch die zu erwartenden bzw. die garantierten Eigenschaften.

Die schematische Prozessfolge für die vollständige Wärmebehandlung der Al-Si-Legierungen, die infolge von Magnesium- oder Kupfergehalt aushärtbar sind, ist in Bild 2.7 dargestellt und besteht aus den Schritten Lösungsglühen, Abschrecken, Kalt-

**Bild 2.7** Prozessstufen beim Ausscheidungshärten [HEW08]

bzw. Warmaushärten. Bild 2.8 zeigt einige Entmischungszonen, aus denen sich verschiedene Auscheidungen beim Anlassen der aushärtbaren Legierungen bilden können. Die typischen Verfestigungsphasen für Al-Si Gusslegierungen sind Al_2Cu und Mg_2Si [Alt65, Alt94].

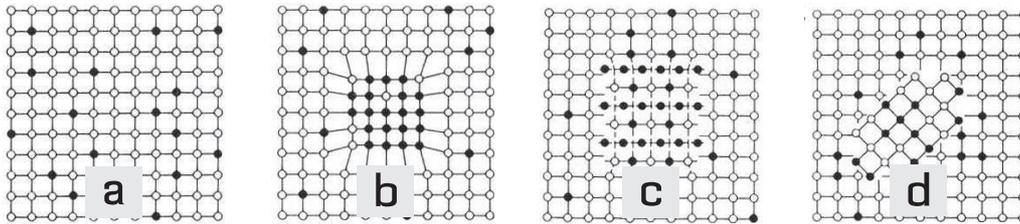


Bild 2.8 Schematische Darstellung a) statistische Verteilung der Fremdatome; b) eine kohärente Entmischung; c) eine teilweise kohärente Zwischenphase im Mischkristallgitter; d) eine inkohärente Ausscheidung von Aluminiumatomen [Alt94]

2.6 Kristallisation und Erstarrungsfehler

Grundsätzlich gibt es verschiedene Wachstumsformen von Kristallen in der Schmelze, jedoch geschieht das überwiegende Kristallwachstum in den eutektisch erstarrenden Aluminiumlegierungen in dendritischer Form, wie schematisch in Bild 2.9 dargestellt ist. Das dendritische Wachstum der Kristallkeime ist eine Folge von Wachstumsinstabilitäten und kristallographischen Vorzugsrichtungen beim Kristallwachstum. Die Instabilität der Erstarrungsfront ist eine Folge des mangelnden Konzentrationsausgleichs und des sich daraus ergebenden Konzentrationsgradienten, der lokal zu einer konstitutionellen Unterkühlung führt [Ost07].

Während des Erstarrungsprozesses laufen neben den bereits diskutierten Phasenänderungen und -ausbildungen weitere Vorgänge ab, die wesentlich die Qualität des Gussteils beeinflussen können. Die Gießfehler, die schlechte Schmelzequalität charakterisieren, sind:

1. Lunker
2. Schrumpfporen
3. Gasporosität
4. Warmrisse

Einfallstellen, Außenlunker, Innenlunker, Mikrolunker gehören zu den Erstarrungslunkern, die im Bild 2.10 dargestellt sind. Während des Erstarrungsprozesses kann der Wasserstoff, der sich in der Aluminiumschmelze gut löst, häufig die Porenbildung

an den Grenzflächen zwischen Aluminiummatrix und oxidischen Verunreinigungen oder Ausscheidungen verursachen [Ost07].

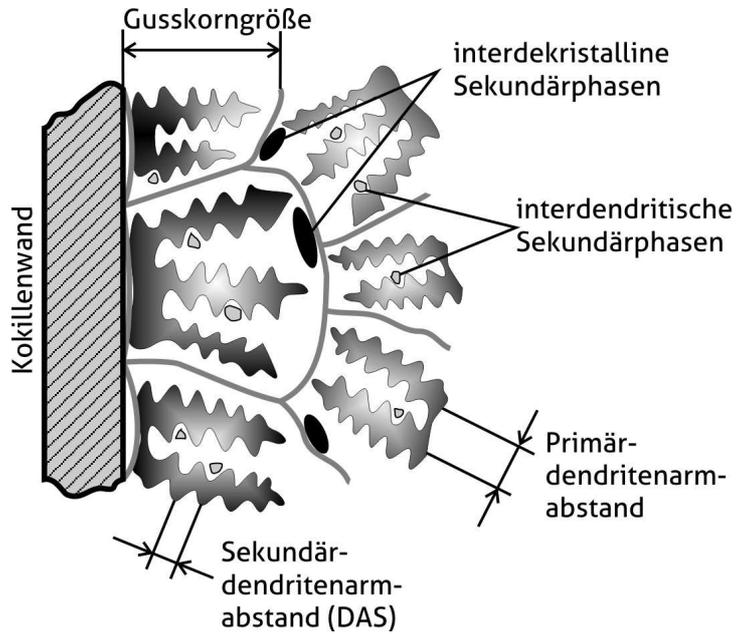


Bild 2.9 Schematische Darstellung eines typischen Gussgefüges [Ost07]

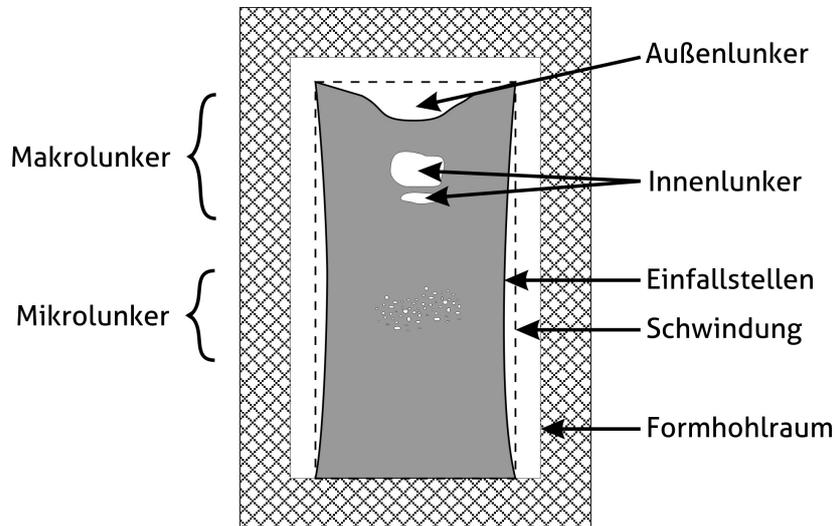


Bild 2.10 Arten der Lunker bei Formgussteilen [Ost07]

2.7 Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften der Al-Si-Gusslegierungen

2.7.1 Einfluss der Mikrostruktur

Wie bei jeder anderen Gusslegierung hängen die Werkstoffeigenschaften bei Al-Si-Gusslegierungen nicht nur von der chemischen Zusammensetzung, sondern auch vom Mikrogefüge ab. Zu den Mikrostrukturmerkmalen gehören die Korngröße, die Morphologie der Aluminium- und Siliziumphase und das Vorhandensein der intermetallischen Phasen. Die Korngröße ist größtenteils stark von den Gießverfahren und der Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze abhängig. Wie im Abschnitt 2.4 erwähnt wurde, führt der Zusatz von einigen Elementen auch zu einer Kornfeinung. Jie und Reif sind in [JR92] zu dem Ergebnis gekommen, dass die Korngröße in Al-Si-Legierungen empfindlicher gegenüber der Erstarrungsgeschwindigkeit im Vergleich zu Al-Cu-Legierungen ist.

Je größer der Dendritenarmabstand (DAS) ist, desto gröber sind die Komponenten der Mikrostruktur und desto ausgeprägter sind ihre Auswirkungen auf die Werkstoffeigenschaften. Für die verbesserten mechanischen Eigenschaften ist ein kleiner Dendritenarmabstand wünschenswert. Eine erhöhte Erstarrungsgeschwindigkeit, eine geringe Erstarrungszeit und der Temperaturgradient steuern den Dendritenarmabstand direkt und führen zu einem kleineren DAS, in Folge dessen die Duktilität der Gusslegierungen wesentlich zunimmt. Als Beispiel zeigen die Untersuchungen von Flemings u.a. [FKB91] zu einer AlSi7Mg-Legierung für Zylinderköpfe, dass die Zugfestigkeit mit steigendem Sekundärdendritenarmabstand (DAS) abnimmt, bis sie die Streckgrenze erreicht hat und die Bruchdehnung nahe Null liegt. Daneben verbessert die Kornfeinung die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung. Gemäß [You81, SS93] werden die Zugfestigkeit und die Streckgrenze durch steigende Porosität unwesentlich verschlechtert, wogegen die Bruchdehnung deutlich abfällt.

Es ist eine unbestrittene Tatsache, dass die Morphologie der Siliziumkristalle einen dominanten Einfluss auf mechanische und physikalische Eigenschaften der Aluminium-Silizium-Gusslegierungen hat. Bild 2.11 zeigt verschiedene Morphologien des eutektischen Siliziums.

In zahlreichen Arbeiten wird festgestellt, dass Al-Si-Legierungen mit veredeltem eutektischen Silizium und feinkörnigem Gussgefüge verbesserte Verschleißfestigkeit [UB01, PVMY96, Dwi03], Härte [KON⁺93, VSVS79, UB01, PVMY96, HM98], Korrosionsbeständigkeit [OCS⁺07] und Zugfestigkeitseigenschaften [RGH⁺08a, RGH⁺08b, HM98, ML85, MR97, M98, WCG03, Sch95, SA06, PTC08] haben. Dieses Gussgefüge kann nicht bloß durch die Zugabe von Veredelungs- und Kornfeinungsmitteln, sondern auch durch spezielle Gießverfahren (z.B. Thixocasting-Verfahren und Horizontalstrangguss) erreicht werden.

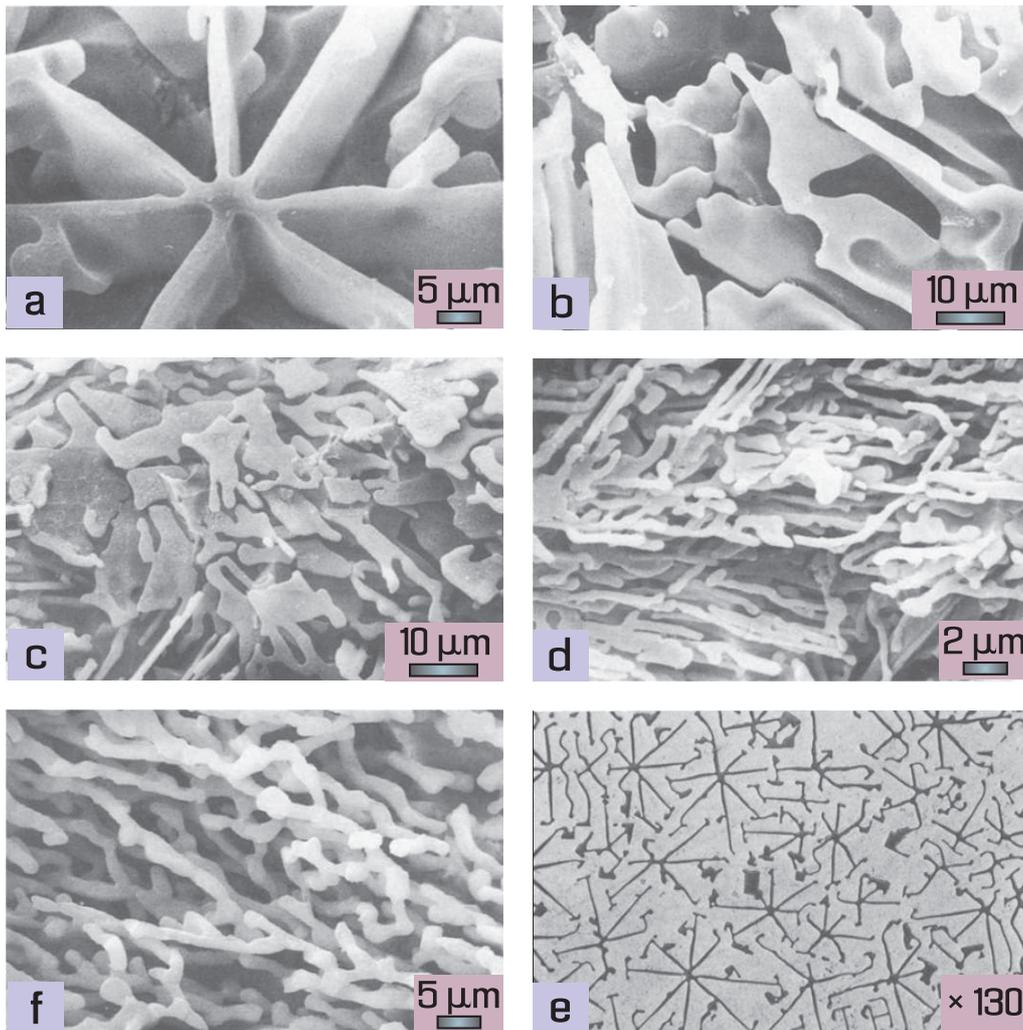


Bild 2.11 Aufnahme des eutektischen Siliziums in Al-Si-Gusslegierungen bei gerichteter Erstrarrung: a) Al-Si, eckiges Silizium; b) Al-Si, flockiges Silizium; c) Al-Si-Sb, flockiges Silizium; d) Al-Si, faseriges Silizium; e) Al-Si-Sr, Sr-veredelt faseriges Silizium; f) Al-Si, Dendriten des Siliziums [KON⁺93, VSVS79]

2.7.2 Einfluss der Wärmebehandlung

Durch das Lösungsglühen werden die aushärtenden Bestandteile der Legierung in größerer Menge in die Lösung gebracht, als es dem Gleichgewicht bei Raumtemperatur entspricht. Außerdem wird bei Al-Si-Gusslegierungen das eutektische Silizium eingeformt. Dies wurde in [MSD03, LZL⁺04, PCVV00] nachgewiesen. Die Lösungsglüh-temperatur wird 10...20 K unter dem Soliduspunkt angesetzt. Durch ein schnelles Abschrecken der heißen Gussstücke wird das Wiederausscheiden gelöster Legierungsbestandteile in den Aluminiummischkristall verhindert. Die Warmaus-

lagerung der Gussstücke nach Lösungsglühen und Abschrecken, überwiegend bei 155...180°C, beseitigt den Zwangszustand der in der übersättigten Lösung befindlichen Legierungselemente. Von Legierungsherstellern wird empfohlen, die T5-, T6-, T64- oder T7-Wärmebehandlung für Al-Si-Gusslegierungen durchzuführen. Vollständige T6-Wärmebehandlung erhöht die Zugfestigkeit in den unveredelten und veredelten Legierungen, wogegen die Duktilität fällt. Varianten der Zustände T6 und T7 betreffen den Grad der Warmaushärtung bzw. Überhärtung, der sich in Festigkeitswerten entsprechend Bild 2.12 auswirkt. Um keine Maßänderungen der Gussstücke in der Wärme zu zulassen, was z.B. bei Kolben sehr wichtig ist, wird häufig eine Stabilisierungsglühung T5 durchgeführt.

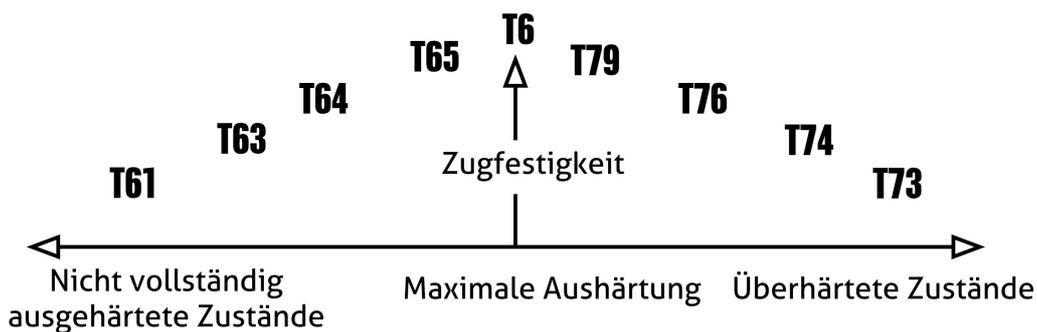


Bild 2.12 Varianten der T6 und T7 Werkstoffzustände nach DIN EN 515:1993 [Deu02]

2.7.3 Einfluss der Anwendungstemperatur

Die Festigkeitswerte der Aluminium-Silizium-Gusslegierungen fallen mit zunehmender Temperatur deutlich ab. Basierend auf den Prüfergebnissen für die Legierungen AlSi6Cu4 – W, AlSi10Mg – KT6 und AlSi12CuNiMg – KT6 zieht Flaig [Fla95] den Schluss, dass die Werte der Zugfestigkeit und der Streckgrenze mit steigender Temperatur insbesondere bei Temperaturen oberhalb von 250°C (≈ 0.6 der Schmelztemperatur in Kelvin vom Al-Si-Eutektikum) sinken. Ebenso negativ wirkt sich der Temperaturanstieg auf die mechanischen Eigenschaften der Al-Si-Gusslegierungen unter Kriech- und Wechselbeanspruchungen aus.

Eine Exposition ausscheidungshärtbarer Al-Si-Legierungen bei hohen Temperaturen führt zu einer Veränderung der Ausscheidungsmorphologie und der Ausscheidungsdichte, wodurch die mechanischen Eigenschaften wesentlich beeinflusst werden. Dieser Effekt hängt von dem Ausgangszustand, der Auslagerungstemperatur und der Auslagerungsdauer der Aluminiumgusslegierungen ab. Zum Beispiel führt die Überexposition bei Auslagerungstemperatur zu mechanischen Eigenschaften von lösungsgeglühten und abgeschreckten Legierungen der Anfangswerte des Gusszustands (Bilder 2.13 und 2.14). Diesen Vorgang nennt man Alterung. Mit zunehmender

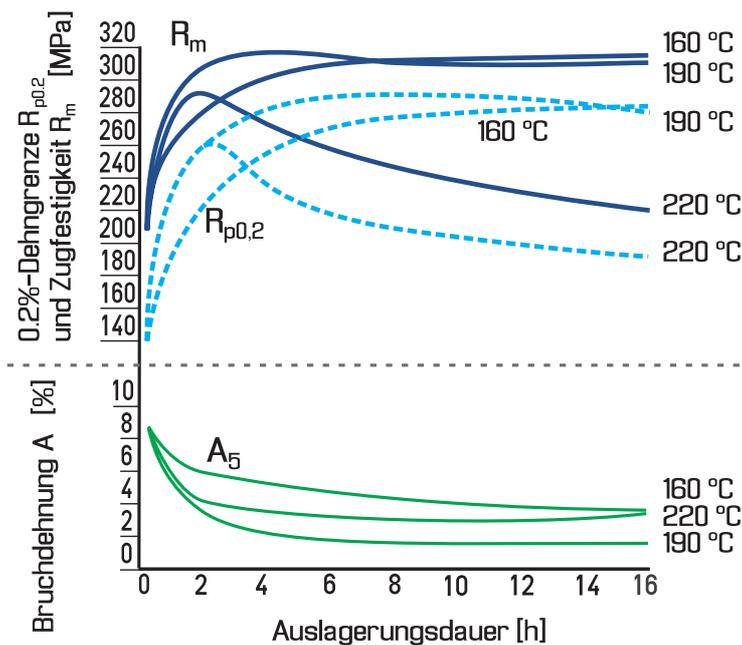


Bild 2.13 Dehnungseigenschaften und Zugfestigkeit bei Raumtemperatur der Legierung AlSi7Mg-G. Warmaushärtung bei verschiedenen Temperaturen über verschieden lange Zeiten nach dem Lösungsglühen und Abschrecken [boo03]

Alterung geht die Kohärenz bzw. Teilkohärenz verloren; die Festigkeit nimmt ab. Die Ausscheidungsphasen können durch erneutes Lösungsglühen oder gegebenenfalls durch eine Rückbildungsglühung (bei Temperaturen unterhalb der Lösungsglüh-temperatur) wieder aufgelöst werden und anschließend erneut zur Ausscheidung gebracht werden [Keß01, TEAAE].

2.7.4 Einfluss einer zyklischen Beanspruchung

Ermüdung bei Al-Si-Legierung tritt hauptsächlich auf durch die Ermüdungsrisseinleitung und das Risswachstum in Silizium-Phasen, da die Si-Teilchen spröde sind und leicht zerreißen können. Beim Bruch der Si-Partikel oder bei Dekohäsion des Siliziums an der Grenze zur Aluminium-Matrix werden Hohlräume gebildet, die in der Regel zusammenwachsen und zum Risswachstum führen.

Die Gefügeparameter, die erhebliche Auswirkungen auf die Ermüdungsfestigkeit haben, sind der Dendritenarmabstand DAS, die Größe und die Verteilung von Silizium-Partikeln. Der Einfluss der Größe von eutektischen Si-Partikeln und ihrer Morphologie auf das Wachstum von Ermüdungsrisen wurde ausgiebig von Cáceres u.a. in [WCG03, CG96, CGR96, CS96], Lados u.a. in [LAJFM07], B.K. Prasad in [PVMY96], Stolarz in [SMM01], Gall u.a. in [GYH⁺99], Moffat in [Mof07] untersucht. Es ist auch zu beachten, dass eine feinere Größe des Al-Mischkristalls eine bessere Dau-

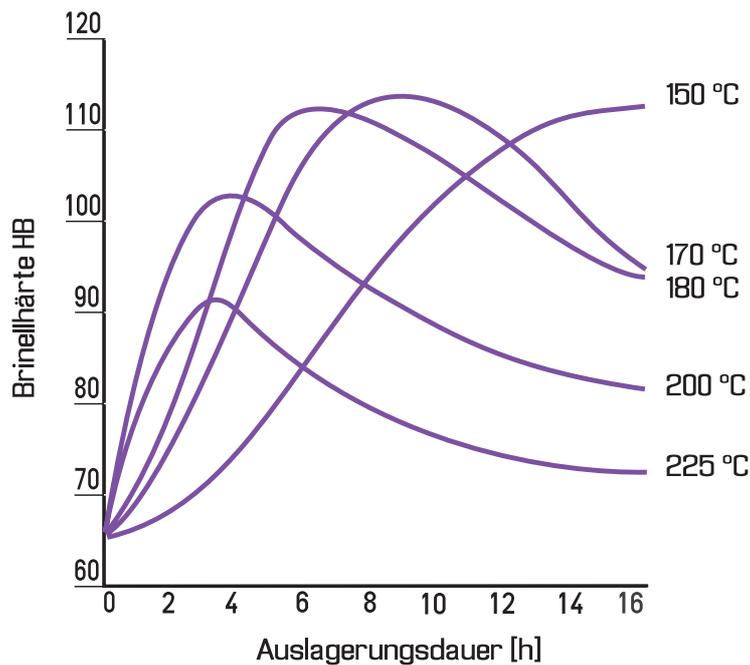


Bild 2.14 Brinellhärteverlauf einer AlSi9Mg-GK. Warmaushärtung bei verschiedenen Temperaturen über verschiedene lange Zeiten nach dem Lösungsglühen und Abschrecken [boo03]

erfestigkeit bei Raumtemperatur ergibt. Bei steigenden Temperaturen wird der Unterschied zwischen den Dauerfestigkeiten von grob- und feinkörnigen Gefügen geringer. Bei hoher Temperatur, bei der das Kriechen vorherrscht, hat eine grobkörnige Al-Si-Legierung die höhere Dauerfestigkeit [GHV⁺95]. Dies hängt damit zusammen, dass wenige Korngrenzen am Korngrenzgleiten teilnehmen können.

Risseinleitung und Risswachstum können sich in den unbewehrten Bereichen der Al-Matrix, in denen das eutektische Silizium oder die intermetallischen Ausscheidungen nicht auftreten, auch entwickeln. Die Ursache der Risseinleitung sind hierbei Gleitbänder der Versetzungen. Folglich kann die Ermüdungsfestigkeit der Al-Si-Legierungen dank der Ausscheidungshärtung deutlich verbessert werden. Das ist damit zu erklären, dass die Versetzungsbewegung durch die Verfestigungsphase in der Matrix blockiert wird.

Überdies können intermetallische Verbindungen einen schädigenden Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit nehmen. Zum Beispiel wird Eisen als das Verunreinigungselement mit dem größten negativen Einfluss in den Al-Si-Legierungen betrachtet, da es zusammen mit Al und Si mehrere spröde intermetallische Phasen wie beispielsweise β -Al₅FeSi [ATS05], die die mechanischen Eigenschaften deutlich verschlechtern, bildet.

Größe und Morphologie der Gussfehler sind ebenfalls wichtige Faktoren, die Auswirkungen auf die Eigenschaften eines Werkstoffs haben. Eine große Bedeutung

kommt der Porosität in den Gussstücken zu. In dem Fall ist das Lebensdauerverhalten von Al-Si-Gusslegierungen deutlich von Poren, Lunkern und Oxideinschlüssen abhängig. Auf den Zusammenhang zwischen der Porosität und dem Wechselverformungsverhalten gehen McDowell [MGHF03], Buffière u.a. [BSJ⁺01], Ammar u.a. [ASS08b, ASS08a] und Samuel u.a. [SS93] ein. Sie haben festgestellt, dass die Lebensdauer der Proben, die innere Defekte hatten, kürzer im Vergleich mit den fehlerfreien Proben war.

Grundlagen des Kriechens und der Ermüdungsfestigkeit

3.1 Kriechen

Irreversible Verformungsprozesse, die in starkem Maße von der Zeit sowie von der Temperatur abhängig sind, werden als Kriechen bezeichnet. Deutliche Kriechdeformationen treten in kristallinen Strukturen erst bei Temperaturen oberhalb von $0.4T_m$ (T_m ist Schmelztemperatur in K) auf. Bei amorphen Kunststoffen ist dies bereits bei Raumtemperatur möglich.

Beim Kriechversuch (Zeitstandversuch) wird eine Probe spontan mit einer konstanten Kraft (seltener mit einer konstanten Spannung) belastet und ihre Dehnung in Abhängigkeit von der Zeit bei konstanter Temperatur bestimmt. Der Zeitstandversuch endet mit dem Bruch der Probe. In der Kriechkurve, die der Dehnung-Zeit-Abhängigkeit entspricht (Bild 3.1), unterscheidet man drei Bereiche [NA07]:

Bereich I: Primärkriechen mit abnehmender Kriechgeschwindigkeit,

Bereich II: Sekundärkriechen (stationäres Kriechen) mit annähernd konstant bleibender Kriechgeschwindigkeit,

Bereich III: Tertiärkriechen mit rasch zunehmender Kriechgeschwindigkeit bis zum Probenbruch.

Die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}^{cr}$ ist eine Funktion der Spannung σ , der Temperatur T , der Zeit t und des Gefüges des Werkstoffs:

$$\dot{\epsilon}^{cr} = f(\sigma, T, t, \text{Gefüge}). \quad (3.1)$$

Das Kriechen ist wie Diffusion, Erholung und Rekristallisation ein thermisch aktivierter Prozess. In kristallinen Werkstoffen ist das Kriechen sehr stark von der Mikrostruktur abhängig [GS07]. Die Grundvorgänge des Kriechens sind das Klettern von Verset-

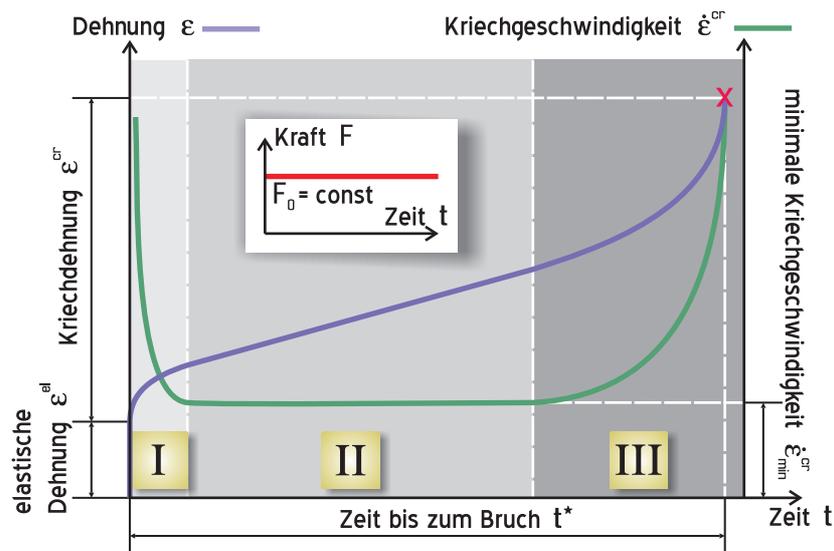


Bild 3.1 Kriechdehnung und Kriechgeschwindigkeit während eines Zeitstandversuchs

zungen und das Abgleiten von Korngrenzen. Ohne thermische Aktivierung können sich Stufenversetzungen nur in Richtung ihres Burgers-Vektors bewegen, beim Kriechen durch Klettern auch senkrecht dazu. Das führt dazu, dass bei erhöhter Temperatur plastische Verformungen bei sehr geringen Spannungen auftreten können, während bei tiefen Temperaturen durch Verfestigung die Verformung zum Stillstand kommt. Werkstoffschädigungen im tertiären Kriechbereich sind häufig Poren und Mikrorisse, die sich zu einem makroskopischen Riss vereinigen und zum Kriechbruch führen können. Die wichtigsten Begriffe und Bezeichnungen zur Beschreibung des Kriechversuchs unter Zugbeanspruchung sind in der DIN EN 10291:98 sowie der DIN 50118 definiert [NA07, Rad95, Blu94].

In Abhängigkeit von der Temperatur und der angelegten Spannung dominieren unterschiedliche Verformungsmechanismen. Diese können mit Hilfe der Verformungsmechanismuskarten nach Ashby bestimmt werden [FA82]. Jeder Verformungsmechanismus muss hierin mit einem konstitutiven Fließgesetz $\dot{\gamma} = f(\tau, T, \text{Gefüge})$ beschrieben werden. Anhand dieser Diagramme des Gefüges kann die jeweils unbekannte der drei Variablen (Gleitung γ , Schubspannung τ , Temperatur T) bestimmt werden, wenn zwei Parameter bekannt sind. Bild 3.2 zeigt beispielhaft die Verformungsmechanismuskarte für Reinaluminium. Oberhalb der kritischen Temperatur tritt bereits bei relativ geringen Spannungen Diffusionskriechen, also plastische Verformung ohne Versetzungsaktivität, auf. Da die Beweglichkeit von Leerstellen in Korngrenzen um ein Vielfaches höher ist als im Volumen, ist bei niedrigeren Temperaturen Korngrenzendiffusion („Coble-Kriechen“) verformungsbestimmend. Bei hohen Temperaturen ist Gitterdiffusion, d.h. Wanderung von Leerstellen im Volumen, geschwindigkeitsbestimmend („Nabarro-Herring-Kriechen“).

Zu höheren Spannungen hin dominiert beim Versetzungskriechen die Kriechgeschwindigkeit. Während das Kriechen im Bereich niedriger Temperaturen durch Versetzungsklettern über Versetzungskerndiffusion bestimmt wird (Niedrigtemperaturkriechen), bestimmt bei höheren Temperaturen Versetzungsklettern durch Gitterdiffusion (Hochtemperaturkriechen) die Kriechgeschwindigkeit. Bei Legierungen kommt es um die Versetzungskerne zu lokalen Konzentrationsunterschieden, sodass auch die Beweglichkeit von in der Matrix gelösten Fremdatomen geschwindigkeitsbestimmend sein kann. Der Bereich des kletterkontrollierten Versetzungskriechens wird aufgrund der charakteristischen Abhängigkeit der Dehnungsgeschwindigkeit von der Spannung auch „Power Law Creep“ (Potenzgesetz-Kriechen) genannt.

Bei sehr hohen Spannungen findet ein Übergang von kletterkontrolliertem zu gleitkontrolliertem Fließen statt und die Dehnungsgeschwindigkeit steigt exponentiell mit der Spannung an. In diesem Bereich bewegen sich Versetzungen auf voneinander unabhängigen Gleitbändern, wobei Hindernisse thermisch aktiviert überwunden werden können. Die Beschreibung der starken Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit teilchengehärteter Legierungen führt zu extrem ho-

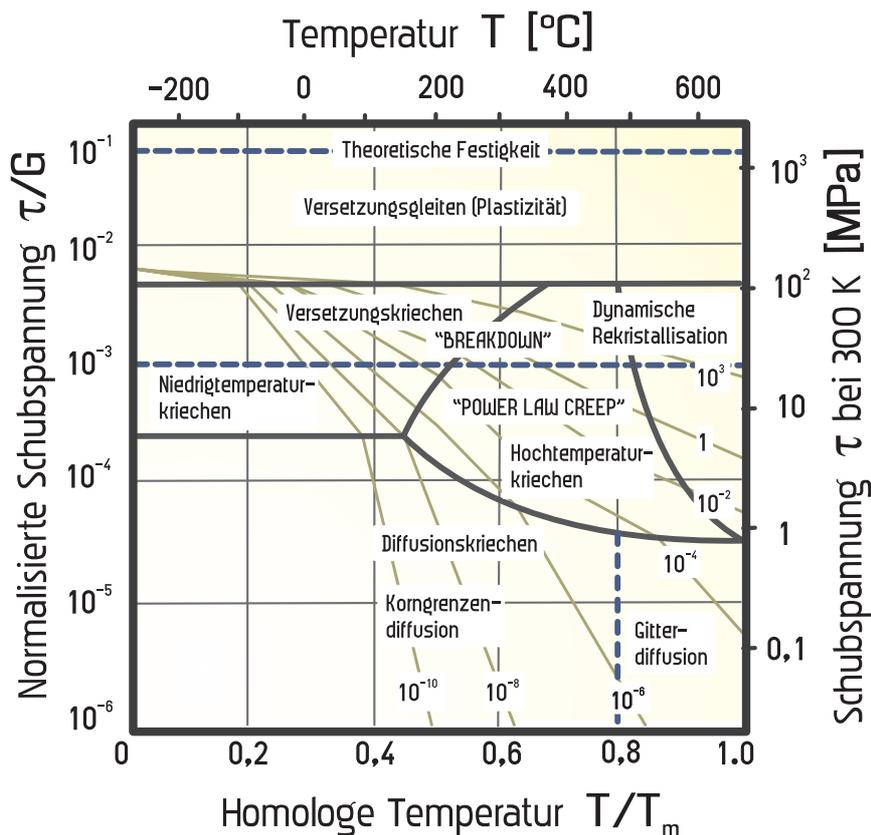


Bild 3.2 Verformungsmechanismusdiagramm von Reinaluminium mit 10 µm Korngröße

hen Werten für den Spannungsexponenten, die mit der klassischen Theorie der einfachen Versetzungs-Wechselwirkungen nicht mehr erklärbar sind. Dieser Bereich, in dem das Potenzkriechgesetz seine Gültigkeit verliert, wird auch als „Power Law Break-down“ (Übergangsverhalten zum Fließen) bezeichnet [FA82, Kni06].

3.2 Werkstoffermüdung

Im Betrieb werden die Bauteile nicht nur statisch, sondern auch dynamisch mit mechanischer und/oder thermischer Wechselbeanspruchung belastet, was zu Frühausfällen von Komponenten führt. Unter Ermüdung wird Werkstoffschädigung, Riss-einleitung und Rissfortschritt unter zeitlich veränderlicher, häufig wiederholter Beanspruchung verstanden [Rad95]. Der Beanspruchungsablauf kann deterministisch sein, wobei zwischen periodisch und aperiodisch unterschieden wird, er kann aber auch mehr oder weniger zufallsbedingt, also regellos (stochastisch) sein. Bei konstanter Beanspruchungsamplitude wird auch von schwingender Beanspruchung gesprochen. Die schwingende Beanspruchung kann relativ zu einer ruhenden oder einer veränderlichen Mittelbeanspruchung auftreten. Ermüdungsfestigkeit ist die gemäß Versagenskriterium bei begrenzter oder unbegrenzter Schwingspielzahl ertragbare Beanspruchungsamplitude [Ell97]. Als Versagenskriterium kann ein Anriss definierter Größe, der vollständige Bruch der Probe oder ein bestimmter Steifigkeitsabfall des Bauteils durch den fortschreitenden Riss gewählt werden [Rad95, Ell97].

Zur Kennzeichnung des periodischen Beanspruchungsablaufs im Dauerschwingversuch (Bild 3.3) werden folgende Größen laut DIN 50 100 verwendet:

Oberspannung σ_o ,

Unterspannung σ_u ,

Mittelspannung $\sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_o + \sigma_u)$,

Spannungsverhältnis $R_\sigma = \frac{\sigma_u}{\sigma_o}$,

Spannungsamplitude $\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_o - \sigma_u)$,

Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma = (\sigma_o - \sigma_u) = 2\sigma_a$,

Schwingspielzahl N ,

Schwingspielfrequenz f in $\left[\frac{1}{\text{min}}\right]$ oder in $\left[\text{Hz} = \frac{1}{\text{s}}\right]$.

Einige häufig verwendete Beziehungen lauten:

$$\sigma_a = \frac{1}{2}\sigma_o(1 - R_\sigma) = \sigma_m \frac{1 - R_\sigma}{1 + R_\sigma}, \quad (3.2)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{2}\sigma_o(1 + R_\sigma) = \sigma_a \frac{1 + R_\sigma}{1 - R_\sigma}, \quad (3.3)$$

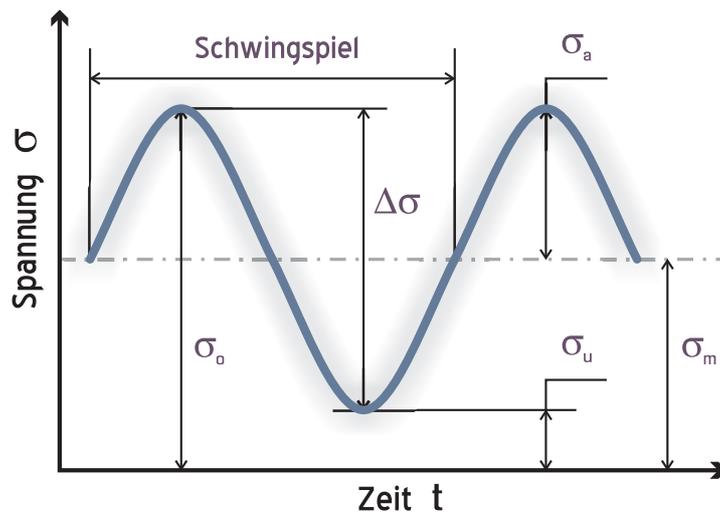


Bild 3.3 Beanspruchungskennwerte im Dauerschwingversuch

$$\sigma_o = \sigma_m + \sigma_a = \frac{2\sigma_a}{1 - R_\sigma} = \frac{2\sigma_m}{1 + R_\sigma}, \tag{3.4}$$

$$\sigma_u = \sigma_m - \sigma_a = \frac{2\sigma_a R_\sigma}{1 - R_\sigma} = \frac{2\sigma_m R_\sigma}{1 + R_\sigma}. \tag{3.5}$$

Es wird bei schwingender Beanspruchung zwischen den Bereichen der Zugschwell-, Wechsel- und Druckschwellbeanspruchung unterschieden, Bild 3.4. Hervorzuheben sind die reine Wechselbeanspruchung mit $R_\sigma = -1$, die reine Zugschwellbeanspruchung mit $R_\sigma = 0$, die reine Druckschwellbeanspruchung mit $R_\sigma = -\infty$ und die statische Zug- oder Druckbeanspruchung mit $R_\sigma = 1$.

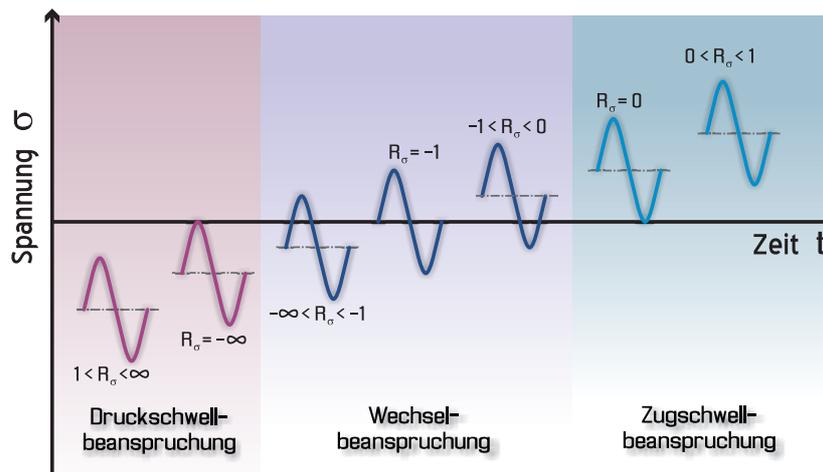


Bild 3.4 Beanspruchungsbereiche im Dauerschwingversuch

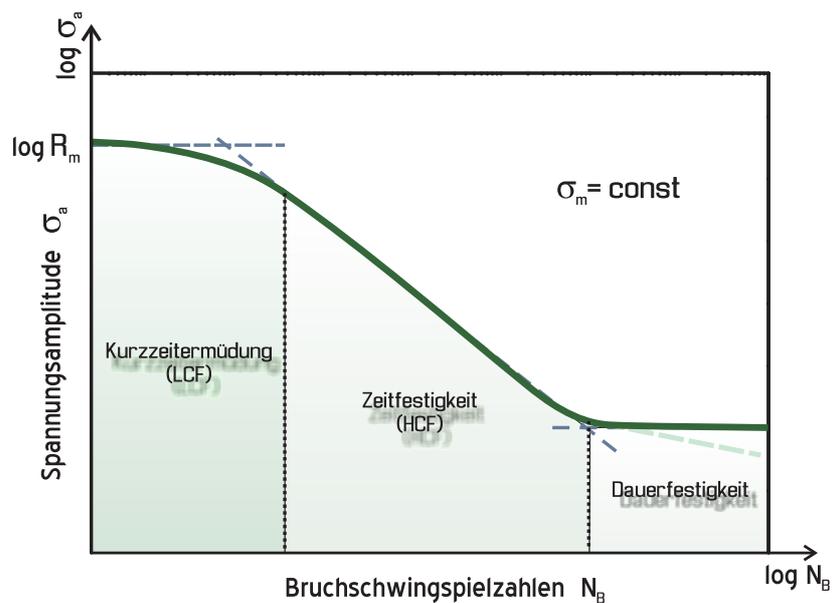


Bild 3.5 Schematische Darstellung einer vollständigen Wöhlerkurve

Die Dauerschwingfestigkeit wird im Wöhler-Versuch ermittelt. Er besteht aus einer Folge von Einstufenversuchen mit unterschiedlicher Spannungsamplitude σ_a bei gleichbleibender Mittelspannung σ_m bzw. konstantem Spannungsverhältnis. Anschließend werden die gewählten Spannungsamplituden σ_a in Abhängigkeit von der bis zum Bruch ertragenen Bruchschwingspielzahl N_B aufgetragen (Bild 3.5). Aus dem Verlauf der Wöhler-Kurve unterscheidet man drei Bereiche:

- ① Bereich der Kurzeitermüdung oder Low-Cycle-Fatigue (LCF) mit hohen Spannungsamplituden und makroskopischen plastischen Wechselverformungen. Die Schwingspielzahl bis zum Bruch der Proben liegt unterhalb von ca. 10^4 bis 10^5
- ② Bereich der Zeitfestigkeit bzw. Zeitschwingfestigkeit zwischen Schwingspielzahlen N_B von 10^4 und materialabhängig etwa $2 \cdot 10^6$, in dem die Wöhlerkurve bei doppeltlogarithmischer Darstellung nahezu gerade verläuft.
- ③ Bereich der Dauerfestigkeit. Bei ferritisch-perlitischen Stählen beginnt der Bereich der Dauerfestigkeit bei ca. $2 \cdot 10^6$. Bei austenitischen Stählen und Basiswerkstoffen, die ein kubisch flächenzentriertes Kristallgitter (beispielsweise Aluminium und Kupfer) haben, fällt die ertragbare Amplitude weiter ab. Ein aus der Erfahrung abgeleiteter Wert für die Grenzschningspielzahl ist ca. $(1 \dots 5) \cdot 10^6$ für Leichtmetalle.

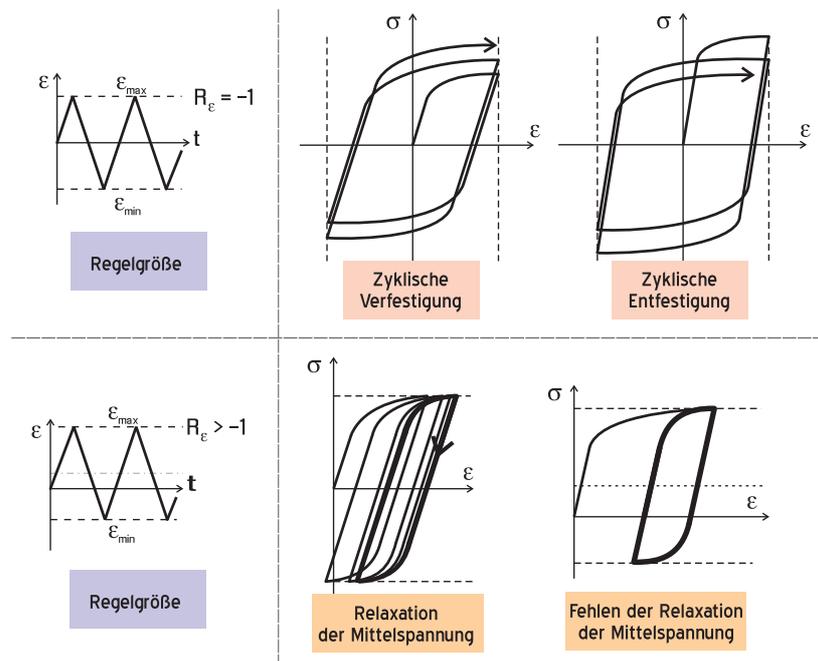


Bild 3.6 Schematische Darstellung des Werkstoffverhaltens bei dehnungsgesteuerten LCF-Versuchen

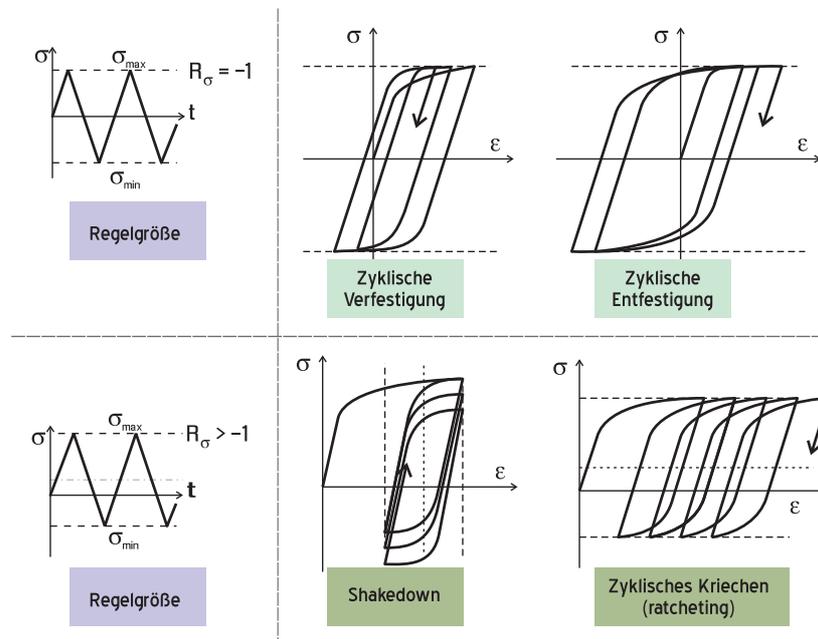


Bild 3.7 Schematische Darstellung des Werkstoffverhaltens bei kraftgesteuerten LCF-Versuchen

Laut den Normen EN 3988 und EN 3874 werden Kurzzeitermüdungsversuche, bei denen die Lebensdauer der Proben unter $N_B = 10^5$ liegt, in dehnungs- und kraftgesteuerte LCF-Versuche unterteilt. Die grundsätzlichen Möglichkeiten der Durchführung von LCF-Versuchen sind in den Bildern 3.6 und 3.7 zusammengestellt [Rad95, Blu94, GS07].

3.3 Schädigung

Ein reales Material enthält meist schon im Ausgangszustand eine Vielzahl von Defekten wie Mikrorisse oder Poren. Bei einem Deformationsvorgang können sich diese inneren Hohlräume vergrößern und verbinden, während es an Spannungskonzentratoren (z.B. Einschlüsse, Korngrenzen, Inhomogenitäten) gleichzeitig zu weiteren Materialtrennungen kommt, d.h. neue Mikrodefekte entstehen. Hierdurch ändern sich die makroskopischen Eigenschaften des Materials, und seine Festigkeit wird merklich reduziert. Diesen Prozess der Strukturänderung des Materials, welcher mit der Entstehung, dem Wachstum und der Vereinigung von Mikrodefekten verbunden ist, nennt man Schädigung. Diese führt in ihrem Endstadium zur vollständigen Auflösung der Bindungen, d.h. zur Materialtrennung und zur Bildung eines makroskopischen Risses [GS07, LD05].

Die Materialschädigung klassifiziert man ausgehend vom dominierenden makroskopischen Phänomen in [GS07]:

spröde Schädigung – die Bildung und das Wachstum von Mikrorissen in spröden Materialien wie Keramiken, Beton sowie Geomaterialien;

duktiler Schädigung und Kriechschädigung – beides ist durch das Wachstum, die Vereinigung sowie die Neuentstehung von Mikroporen in Metallen geprägt;

Ermüdungsschädigung – an Spannungskonzentratoren entstehen aufgrund der mikroplastischen Wechselbelastung zunächst Mikrorisse, die sich dann ausbreiten und

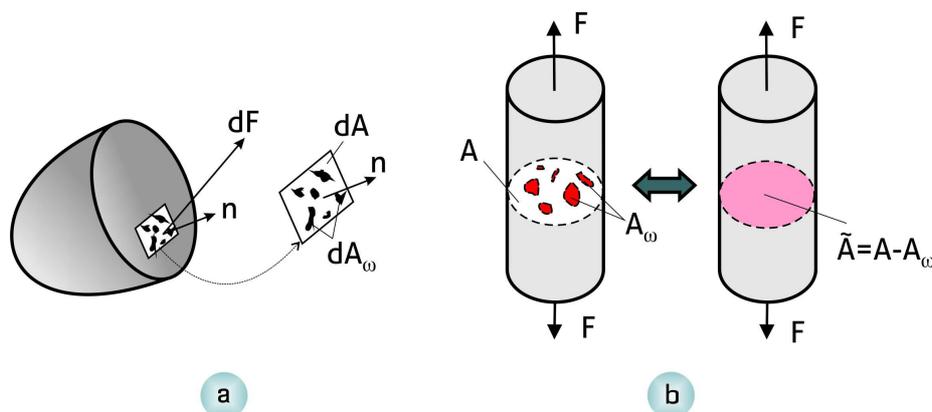


Bild 3.8 Definition der Schädigung [GS07]

vereinigen.

Kachanov hat 1958 den Begriff *Kontinuität* eingeführt [NA07]:

$$\psi(\mathbf{n}) = \frac{A_0 - A_\omega}{A_0}, \quad (3.6)$$

wobei A_0 die ungeschädigte Schnittfläche und A_ω der Flächenanteil der Defekte in dieser Schnittfläche bedeuten, d.h. $\psi(\mathbf{n}) = 1$ entspricht dem ungeschädigten Zustand, $\psi(\mathbf{n}) = 0$ entspricht dem Bruch.

Der Wert ψ ist komplementär zu ω , welcher vermutlich auf Rabotnov 1959 zurückgeht [NA07]. Dadurch definiert man die Schädigung als Quotient des Flächeninhaltes der ungeschädigten Schnittfläche dA mit dem Normalenvektor \mathbf{n} zum Flächeninhalt der geschädigten Schnittfläche dA_ω (Bild 3.8a)

$$\omega(\mathbf{n}) = \frac{dA_\omega}{dA}, \quad (3.7)$$

wobei $\omega = 0$ für ein ungeschädigtes Material und $\omega = 1$ mit dem Bruch gleichzusetzen ist. Für reale Fälle tritt der Bruch jedoch beim Erreichen eines kritischen Schädigungsmaßes ω_c , das bereits bei $\omega_c \approx 0.2 \dots 0.5$ liegt, ein [LD05]. Ist die Schädigung über eine endliche Fläche gleichmäßig verteilt (Bild 3.8b), dann vereinfacht sich (3.7) zu

$$\omega = \frac{A_\omega}{A}. \quad (3.8)$$

Beim Deformationsprozess wachsen die Defekte bevorzugt in bestimmte Richtungen, die durch den Spannungszustand festgelegt sind. In diesem Fall ist die Schädigung von \mathbf{n} abhängig, d.h. die Schädigung ist anisotrop. Eine hinreichend kleine Schädigung kann man häufig in erster Näherung als isotrop ansehen. Dementsprechend folgen bei isotroper Schädigung die effektiven Spannungen zu

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - \omega}. \quad (3.9)$$

Dabei sind σ_{ij} die wirkenden Spannungen im ungeschädigten Matrixmaterial.

Die typischen Schädigungsmechanismen für metallische Werkstoffe sind in Bild 3.9 dargestellt [GS07, LLD05]. Nachfolgend ein Überblick mit Kurzbeschreibung der Mechanismen:

- (a) Bewegliche Versetzungen.** Schädigung entsteht durch plastische Verformung und bei sehr hohen Temperaturen erholt sich der Werkstoff. Dies wird beim Kriechen und plastischer Verformung beobachtet.
- (b) Hohlraumbildung.** Die Schädigung wird über das Kriechen gesteuert. Sie tritt an Korngrenzen beim Hochtemperaturkriechen unter niedriger Belastung auf. In diesem Fall ist der Wert der Kriechgeschwindigkeit sehr niedrig: $\dot{\epsilon}^{\text{cr}} \sim 10^{-15} \text{ s}^{-1}$.

- (c) **Kontinuierliches Wachstum der Hohlräume.** Der Mechanismus wird über das Kriechen sowie die Korngrenzendiffusion gesteuert. Er tritt an Korngrenzen beim Hochtemperaturkriechen unter hoher Belastung auf. Der Wert der Kriechgeschwindigkeit ist relativ hoch: $\dot{\epsilon}^{cr} \sim 10^{-10} \text{ s}^{-1}$.
- (d) **Superplastisches Porenwachstum.** Die Schädigung wird an Tripelpunkten der Korngrenzen erzeugt. Superplastische Verformung verursacht Porenbildung, dabei liegt der Wert der Kriechgeschwindigkeit bei $\dot{\epsilon}^{cr} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.
- (e) **Alterung.** Eine Exposition ausscheidungshärtbarer Legierungen, die wärmebehandelt wurden, bei hohen Temperaturen führt zu einer Veränderung der Ausscheidungsmorphologie, wodurch sich die Werte der mechanischen Eigenschaften wieder verringern. Dieser Effekt ist nur temperaturabhängig.
- (f) **Duktiles Porenwachstum.** Das ist eine plastizitätsinduzierte Schädigung. Poren bilden sich um Sekundärphasen-Partikel herum. Es ist typisch für plastische Verformung und Kaltumformung der ausscheidungshärtbaren Legierungen.
- (g) **Duktiles Porenwachstum zusammen mit der Rissentstehung.** Es tritt in Warmumformungsprozessen bei hoher Kriechgeschwindigkeit auf: $\dot{\epsilon}^{cr} \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$.

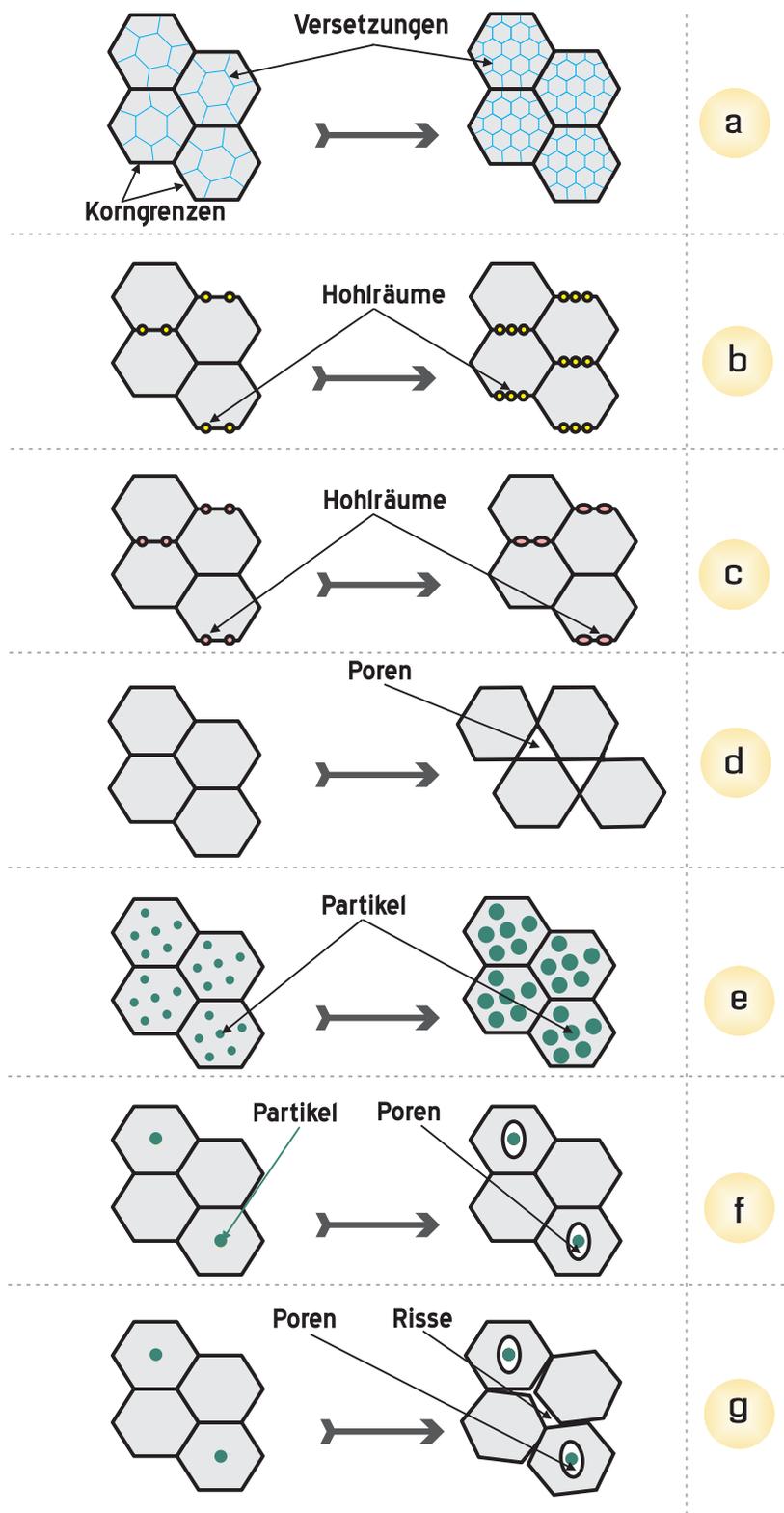


Bild 3.9 Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen bei verschiedenen Verformungsbedingungen [LLD05]

4

Experimentelle Untersuchungen

4.1 Versuchswerkstoff

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Aluminium-Silizium-Gusslegierung EN-AC 48000 (AlSi12CuNiMg) gemäß DIN EN 1706 wird in der Automobilindustrie für Komponenten, wie z.B. Zylindergehäuse, Kolben sowie Brennraummulden, eingesetzt, die einer mittleren Belastung bei erhöhter Temperatur unterliegen. Unterschiedliche Bezeichnungen vergleichbarer Gusslegierungen sind in der Tabelle 4.1 angegeben. Zudem werden in der Literatur die Firmenbezeichnungen der angegebenen Gusslegierungen, wie Silafont-70, KS 1275S, Mahle124, Nüral3210, Termafond S122, FM109 etc., erwähnt.

Tabelle 4.1 Länderspezifische Bezeichnungen der untersuchten Legierung

Deutschland DIN EN	Frankreich NF	Großbritannien BS	Japan JIS	USA AA/ASTM	Russland GOST
EN AC-48000	A-S12UNG	LM13	AC8A	336.0	AK12MMgN

Das Probenmaterial wurde in Form von zugeschnittenen Barren vom Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal zur Verfügung gestellt. Diese wurden mit Hilfe eines elektrischen Widerstandsofens (Kapazität: 3 kg) in vorgewärmten Si-C Tiegeln auf eine Schmelztemperatur von 740°C erhitzt. Phosphor wurde dem Schmelzbad in Form einer Vorlegierung (AlCu19P1.4) zugegeben, um die Feinung des Primärsiliziums in der Legierung zu gewährleisten. Eine Entgasung erfolgte über Entgasungstabletten. Anschließend wurden die Probestäbe in einer auf 250°C vorerhitzten Diez-Kokille (Bild 4.1) gegossen. Die Kokille bildet die Form eines Stabes mit der Länge $L = 250$ mm und dem Durchmesser $D = 20$ mm ab, auf dem ein Speiser angesetzt ist, der den gesamten Stabbereich während der Erstarrung ausreichend mit

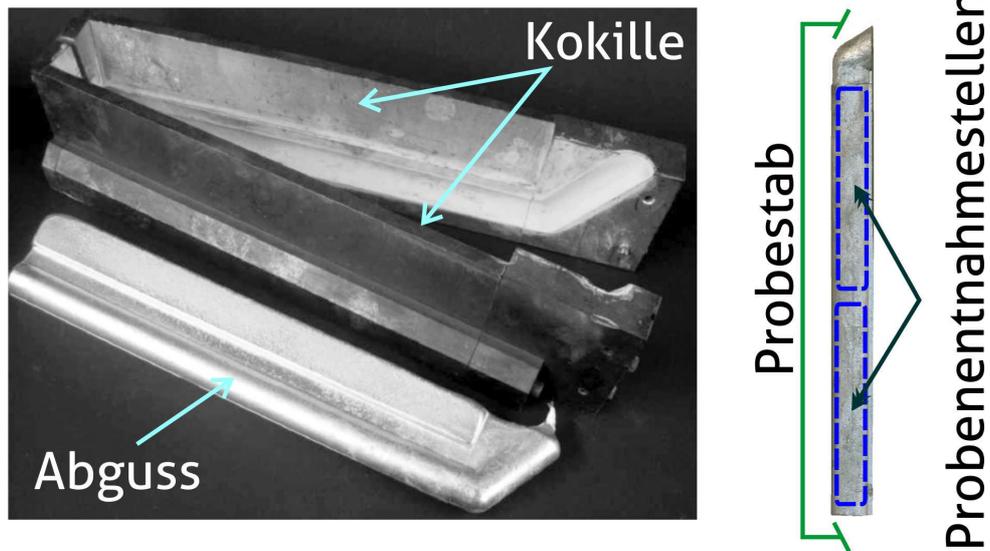


Bild 4.1 Kokille zur Herstellung der Probestäbe

Schmelze versorgt und somit eine gute Gussqualität sicherstellt.

Die chemische Zusammensetzung der Legierung wurde mittels Funkenspektrometer Spectrolab S bestimmt (Tabelle 4.2).

Tabelle 4.2 Chemische Zusammensetzung der Legierung AlSi12CuNiMg^a

Elemente	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti	P ^b	Sr ^b
Soll ^c	10,5–13,5	0,8–1,5	0,7–1,3	0,8–1,5	<0,35	<0,7	<0,25	—	—
Ist	12,72	1,07	0,95	1,12	0,16	0,41	0,05	0,005	<0,0005

^a Der Rest ist Aluminium. Der Gehalt der anderen Elemente liegt unter 0,001 Gew.-%

^b Das Element ist nicht genormt.

^c Angaben laut Norm DIN EN 1706.

Da die maximale Festigkeit der Legierung EN AC-48000 erst nach einer T6-Wärmebehandlung erreicht wird, wurde diese auf die gegossenen Probestäbe mit den in Tabelle 4.3 ausgeführten Parametern angewendet.

Tabelle 4.3 Parameter der T6-Wärmebehandlung der Legierung AlSi12CuNiMg^a

Lösungsglühen		Abschrecken		Natürliche Alterung		Aushärtung	
Temperatur	Dauer	Temperatur	Medium	Temperatur	Dauer	Temperatur	Dauer
510 °C	6 h	50 °C	Wasser	20 °C	24 h	165 °C	8 h

^a in Übereinstimmung mit [boo03, KKKO93]

4.2 Gefügecharakterisierung

Die Gefügecharakterisierung der untersuchten Legierung erfolgte im Ausgangszustand, im lösungsgeglühten/abgeschreckten Zustand sowie nach der T6-Wärmebehandlung. Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden mittels der Auflichtmikroskope Jenaphot 2000 und Axioplan 2 sowie an einem Stereomikroskop Stemi 2000 mit Photo- und Videoausgang realisiert.

Die Korngrößenbestimmung wurde in allen drei Zuständen vorgenommen. Für die lichtmikroskopische Abbildung der Kristallite wurden geätzte Proben und polarisiertes Licht verwendet. Beispielhaft ist die Gefügebildung in Bild 4.2 wiedergegeben. Die Korngrößenmessung erfolgte mittels digitaler Bildanalyse an Querschliffaufnahmen. Dazu wurde die Software ImageJ eingesetzt, die zudem zur Bestimmung weiterer Gefügeparameter zur Anwendung kam. Bild 4.3 zeigt die Ausbildung des Mikrogefüges. Die Aluminium-Matrix der Legierung enthält primär grobes Silizium sowie nadelförmiges Silizium und zahlreiche intermetallische Phasen. Das eutektische Silizium in der Legierung hat die körnige Modifikation, die dem Bild 2.6 des Abschnitts ?? entspricht. Bild 4.4 verdeutlicht die Aluminium-Dendriten. Es wurde beobachtet, dass die primären Silizium-Kristalle und eutektischen Silizium-Nadeln nach der T6-Wärmebehandlung eine Sphäroidisierung zeigten. Die Ergebnisse der mikrostrukturellen Quantifizierung enthält Tabelle 4.4.

Die Phasenidentifizierung erfolgte mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops FEI/Philips XL30 FEG ESEM (30 kV), das mit einem energiedispersiven Röntgenspektroskopie-System (EDX) ausgestattet ist. Die chemische Zusammensetzung der vorwiegenden Phasen wurde quantitativ bestimmt.

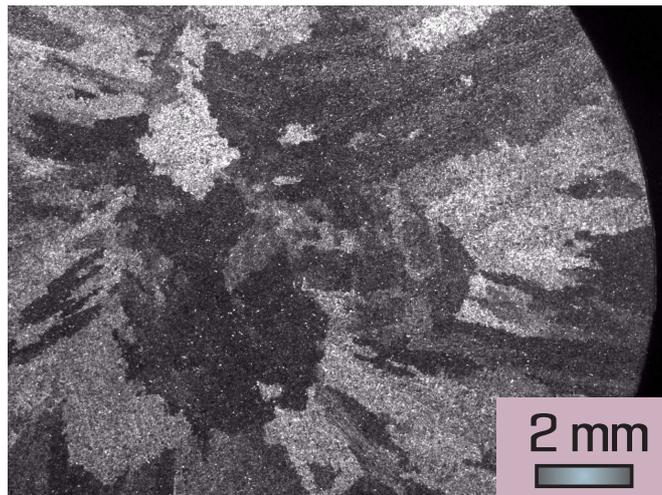


Bild 4.2 Makrogefüge eines gegossenen Probestabes im Ausgangszustand

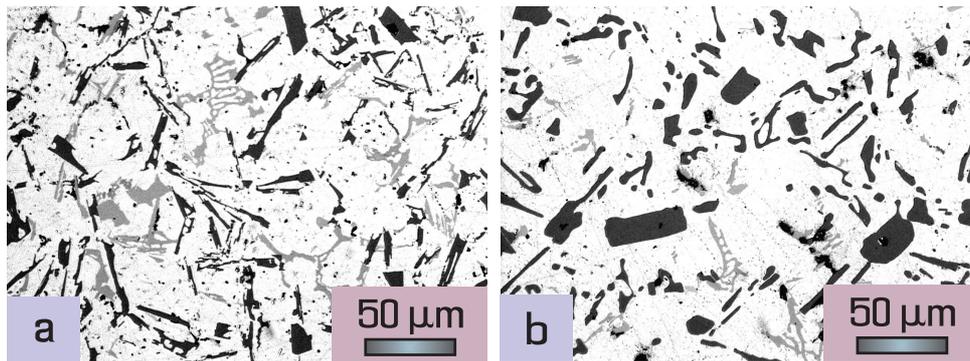


Bild 4.3 Mikrostruktur der untersuchten Legierung im Ausgangszustand (a) und nach T6-Wärmebehandlung (b)

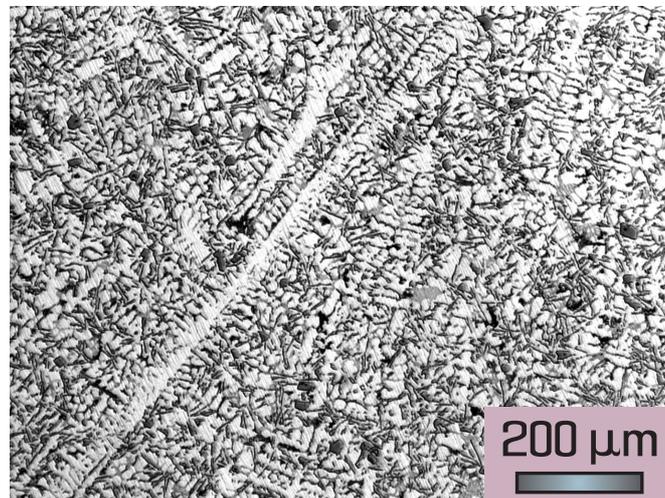


Bild 4.4 Lichtmikroskopische Aufnahme von Aluminium-Dendriten

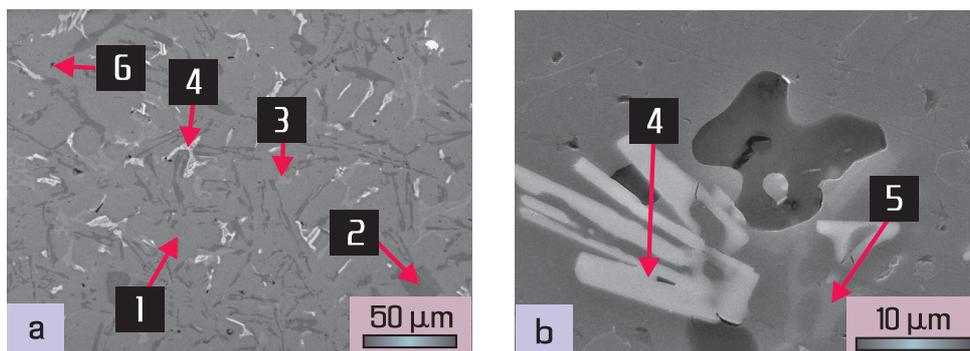


Bild 4.5 EDX-Analyse der Phasen in der Legierung im Ausgangszustand (a) und im wärmebehandelten Zustand (b): 1 – Al-Si-Eutektikum; 2 – Primärsilizium; 3 – Al_2SiMg ; 4 – $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$; 5 – $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$; 6 – MgO

Belov et al. [ZBG07, BEA05] stellten fest, dass sich mehr als zehn verschiedene intermetallische Phasen im System Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si bilden können. In der untersuchten Kolbenlegierung AlSi12CuNiMg konnten sechs Phasen nachgewiesen werden. Das Ergebnis der durchgeführten EDX-Analyse ist in Bild 4.5 dargestellt.

Tabelle 4.4 Quantifizierung der Gefügeparameter von AlSi12CuNiMg

	Ausgangs- zustand	Lösungs- geglüht	T6
Mittl. Korndurchmesser, [mm]	2,04	2,02	2,7
Mittl. gesamte Fläche der Si-Plättchen, [μm^2]	294	151	247
Mittl. freie Weglänge der Si-Plättchen, [μm]	16,7	17,8	14,2
Mittl. Fläche eines Si-Partikels, [μm^2]	45,3	33,4	60,2
Mittl. Umfang eines Si-Partikels, [μm]	40,8	32,2	47,3
Mittl. Feretdurchmesser eines Si-Partikels, [μm]	13,7	11,8	15,6

4.3 Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten

Die Messungen des linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten zur Bestimmung der temperaturabhängigen Dichte erfolgten mit einem vertikalen thermomechanischen Analysator TMA-402 der Firma Netzsch (Temperaturbereich von 20°C bis 1000°C). Zum Einsatz kam eine zylindrische ausgehärtete Probe mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Länge von 23 mm. Es erfolgten zwei Messungen im Temperaturbereich von 20°C bis 485°C mit einer Aufheizrate von 5 K/s. Die Ergebnisse der Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α als Funktion der Temperatur sind in Bild 4.6 dargestellt.

Der thermische Ausdehnungskoeffizient steigt ausgehend von Raumtemperatur von $\alpha = 0,86 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ zunächst stark auf den Wert von $1,86 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ bei $T = 184^\circ\text{C}$ an. Nach einer Übergangsphase abnehmender Änderungsgeschwindigkeit lässt sich die Temperaturabhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Temperaturbereich 185°C...481°C gut mittels einer linearen Beziehung wie folgt beschreiben:

$$\alpha = 1,47 \cdot 10^{-5} [\text{K}^{-1}] + 9,45 \cdot 10^{-9} [\text{K}^{-2}] \cdot T. \quad (4.1)$$

Der Wert $\alpha = 1,9 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ für eine Temperatur von 200°C weicht leicht von den Literaturwerten von $(2,0 \dots 2,1) \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ [KKKO93] ab. Dies kann damit erklärt wer-

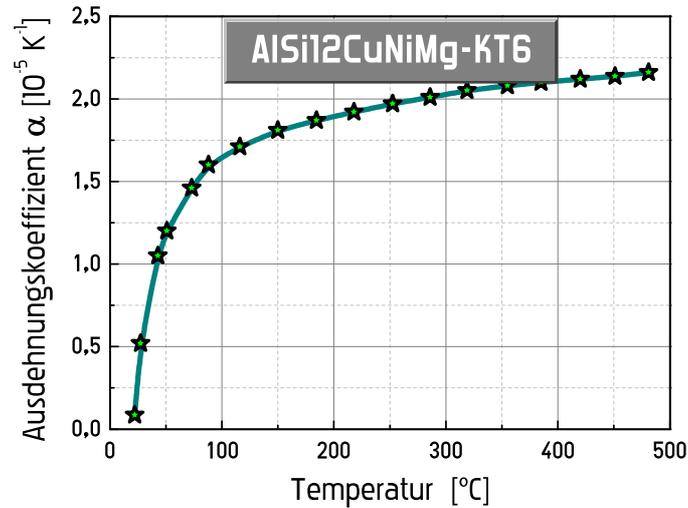


Bild 4.6 Thermischer Ausdehnungskoeffizient α im Temperaturbereich von 20°C bis 485°C von AlSi12CuNiMg-KT6

den, dass die Probe im wärmebehandelten Zustand für die Messung verwendet wurde.

4.4 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

4.4.1 Bestimmung der Härte

Die Brinellhärte wurde mit Hilfe der Prüfmaschine Wolpert DIA-TESTOR 7521 bestimmt. Die Härtewerte wurden aus 10 Einzelmessungen für drei Legierungszustände gemittelt und sind in der Tabelle 4.5 aufgeführt. Zusätzlich wurden einige Mikrohartewerte nach Vickers mit Hilfe eines MHT-10 Microhardness Tester (Anton Paar), der in ein Lichtmikroskop eingebaut ist, ermittelt. Die Ergebnisse der Mikroharteprüfung findet man in Tabelle 4.6.

4.4.2 Druckversuch

Die isothermen quasistatischen Druckversuche wurden auf einer elektromechanischen Prüfmaschine Zwick Z250 der Firma Zwick GmbH mit einer maximalen Kraft von 250 kN durchgeführt. Die zylindrischen Proben mit der Höhe $h_0 = 8 \text{ mm}$ und dem Durchmesser $d_0 = 5 \text{ mm}$ wurden bei Temperaturen von 20°C , 100°C , 200°C sowie 300°C einer einachsigen Druckkraft ausgesetzt. Im Temperaturbereich von 20°C bis 200°C wurden die Werte der Druckfestigkeit σ_{dB} aus mindestens 2 Druckversuchen

Tabelle 4.5 Härtemessungen nach Brinell

	Experiment	Literaturwerte [†]
	HB 2.5/62.5 [‡]	HB 50/250 [‡]
Ausgangszustand (Gusszustand)	87	90...105
Lösungsgeglüht	110	—
T6-wärmebehandelt	144	135...160

[†] in Übereinstimmung mit [boo03, KKKO93]

[‡] HB 2,5/62,5 entspricht HB 50/250

bei der jeweiligen Temperatur ermittelt (s. Tabelle 4.7). Einige Versuche bei 300°C wurden abgebrochen, da die Proben keinen Anriss aufwiesen. Infolge der Reibung zwischen der Probe und den Druckplatten wurde eine Ausbauchung während der Verformung der Proben beobachtet (s. Bild 4.7). Dies zeugt von einer Störung des einachsigen Druckspannungszustands.

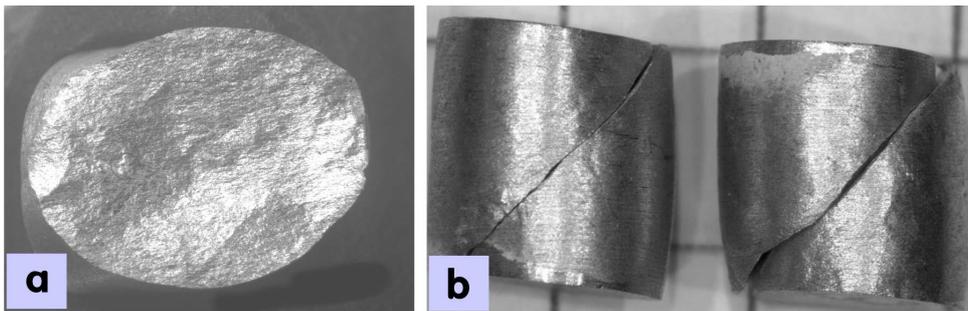


Bild 4.7 Aufnahme von gebrochenen Druckproben bei Raumtemperatur: a – makroskopische Ansicht der Spaltbruchfläche, b – Seitenansicht der Proben

Tabelle 4.6 Mikrohärtmessungen nach Vickers von AlSi12CuNiMg-K Werte in [HV 20/5]

	Ausgangszustand	Lösungsgeglüht	T6-wärmebehandelt
Al-Matrix	98	121	135
Si-Plättchen	1813	2087	1984
Intermetallische Phasen	152	190	201

Tabelle 4.7 Mittelwerte der Druckfestigkeit

Temperatur [°C]	20	100	200	300
Druckfestigkeit σ_{dB} [MPa]	577	572	409	165*

* Das Ergebnis der zwei Druckversuche. Die übrigen Druckproben sind bei 300°C nicht eingerissen

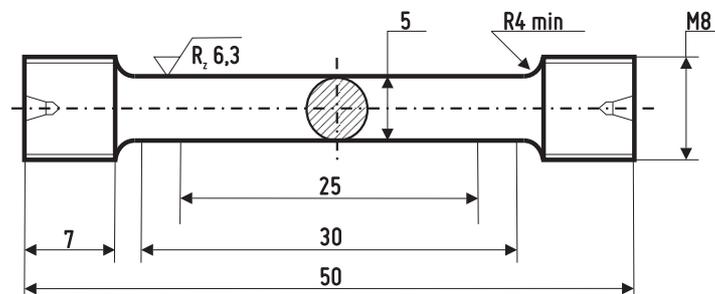
4.4.3 Zugversuch

Zur Bestimmung des mechanischen Verhaltens unter Zugbeanspruchung im Temperaturbereich von 20°C bis 300°C wurden isotherme quasistatische Zugversuche bei verschiedenen Temperaturen mit Hilfe einer elektromechanischen Prüfmaschine Zwick Z250 der Firma Zwick GmbH mit einer maximalen Kraft von 250 kN durchgeführt. Die Zugproben mit der in Bild 4.8 angegebenen Geometrie wurden aus den gegossenen wärmebehandelten Stäben entsprechend DIN 50 125 hergestellt. Nach der Herstellung wurden die Probenoberflächen poliert. Um eine gleichmäßige Temperaturverteilung in der Messlänge der Probe zu gewährleisten, wurde die Versuchstemperatur nach dem Aufheizen der Zugprobe vor Beginn des Experiments mindestens 15 Minuten konstant gehalten.

Die Ermittlung der Kennwerte des Zugversuches zur Verifizierung der Festigkeit der Legierung nach der T6-Wärmebehandlung erfolgte nach der Norm DIN EN 10002 bei einer Verformungsgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 10^{-4} [\text{s}^{-1}]$. Bei jeder Temperatur wurden mindestens 2 Zugversuche durchgeführt. Die Bilder 4.9 und 4.10 zeigen die Mittelwerte der Festigkeitskennwerte. Wegen der geringen Plastizität des Werkstoffs wurde ergänzend zur 0,2%-Dehngrenze der Wert der 0,02%-Dehngrenze aus dem Zugversuch ermittelt. Die Abhängigkeit des Elastizitätsmodules von der Versuchstemperatur wurde auf folgende Weise bestimmt:

$$E(T) = 102,6 - 0,07545 T, \quad (4.2)$$

wobei T die Temperatur in Kelvin und E der Elastizitätsmodul in GPa ist. Der Wert des

**Bild 4.8** Zugprobe DIN 50 125 – B5 × 25

Elastizitätsmoduls bei 100°C wurde bei der Interpolation nicht in Betracht gezogen. Der Knick in der Kurve der Bruchdehnung lässt den Schluss zu, dass die Legierung einen Übergang von sprödem zu duktilem Verhalten bei einer Temperatur oberhalb 250°C (s. auch Festigkeitsabfall im Bild 4.9) zeigt.

Tabelle 4.8 Mittelwerte der Dehngrenze und der Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur für die AlSi12CuNiMg-KT6 Legierung

Versuchs- temperatur [°C]	Kennwerte des Zugversuchs					
	$R_{p0,02}$ [MPa]		$R_{p0,2}$ [MPa]		R_m [MPa]	
	Versuch	Literatur	Versuch	Literatur	Versuch	Literatur
20	290,4	—	350,8	305...390 ^{a,b}	350,9	325...400 ^{a,b}
100	268,5	—	311	—	321,85	—
150	—	—	—	230...280 ^{b,c}	—	250...300 ^{b,c}
200	230,5	—	280	—	287,2	—
250	178,5	—	210,5	90...225 ^{b,c}	215	110...250 ^{b,c}
300	116,3	—	135,8	160 ^b	148,6	175 ^b
350	—	—	—	10...90 ^{b,c}	—	40...105 ^{b,c}
430 ^d	17,6	—	22,2	—	23,4	—

^a Silafont-70-KT6 [boo03]

^b AlSi12CuNiMg-KT6 [Fla95]

^c Mahle 124 P [Sch09]

^d Eine Zugprobe

Ein Vergleich der Versuchsergebnisse mit den mechanischen Kennwerten aus der Literatur ist in den Tabellen 4.8 und 4.9 aufgeführt.

Aus den experimentellen Ergebnissen kann man schlussfolgern, dass die untersuchte Legierung im Temperaturbereich von 20°C bis 200°C eine hohe Zugfestigkeit sowie ein sprödes Bruchverhalten zeigt. Bei einer Prüftemperatur oberhalb von 200°C nehmen die Zugfestigkeitskennwerte ab, wobei sich der Wert der Bruchdehnung unwesentlich erhöht. In den Literaturquellen ist die Bruchdehnung höher als die Werte, die in dieser Arbeit ermittelt wurden. Dies lässt sich damit erklären, dass die Vergleichswerkstoffe leichte Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung oder in Parametern des Gießens hatten.

Durch zusätzliche Zugversuche bei einer Temperatur von 300°C wurde die Abhängigkeit der Zugfestigkeitseigenschaften von der Verformungsgeschwindigkeit nachgewiesen (s. Bild 4.11). Aus der Tabelle 4.10 kann man schlussfolgern, dass eine Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit im Zugversuch zu einer Steigerung der Zugfestigkeit sowie der 0,2%-Dehngrenze führt.

Nach dem Zugversuch wurden einige Proben optisch untersucht. Die Bruchfläche der Zugproben lässt sich eindeutig dem Sprödbbruch großenteils zuordnen, z.B. kann man eine Spaltbruchfläche in Bild 4.12(b) deutlich sehen. Eine wichtige Rolle im Bruchprozess spielen Silizium-Plättchen sowie spröde intermetallische Phasen. In den Aufnahmen von Längsschliffen ist zu sehen, dass die groben Partikeln eine Bruch-

Tabelle 4.9 Mittelwerte des Elastizitätsmoduls und der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur für AlSi12CuNiMg-KT6

Versuchs- temperatur [°C]	Kennwerte des Zugversuchs			
	E [GPa]		A [%]	
	Versuch	Literatur	Versuch	Literatur
20	80,6	77...83 ^{a,c}	0,25	0,5... ^{a,b}
100	64,4	—	0,19	—
150	—	77 ^c	—	1,0...4,0 ^c
200	67,2	—	0,51	—
250	61,5	72 ^c	0,28	5 ^b
300	60,4	—	2,89	2,0...14,0 ^{b,c}
350	—	65 ^c	—	20 ^b
400	—	—	—	9,0...35,0 ^c
430 ^d	19	—	7,5	—

^a Silafont-70-KT6 [boo03]

^b AlSi12CuNiMg-KT6 [Fla95]

^c Mahle 124, Mahle 124 G, Mahle 124 P [Sch09]

^d Eine Zugprobe

Tabelle 4.10 Mittelwerte der Zugfestigkeitseigenschaften in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit bei einer Temperatur von 300°C

	Verformungsgeschwindigkeit $\left[\frac{1}{s}\right]$			
	$1 \cdot 10^{-4}$	$8 \cdot 10^{-4}$	$3,3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-2}$
0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	93	125,5	130	138,5
Zugfestigkeit R_m [MPa]	116	134,1	138,6	149
Bruchdehnung A [%]	1,295	0,95	1,2	1,965

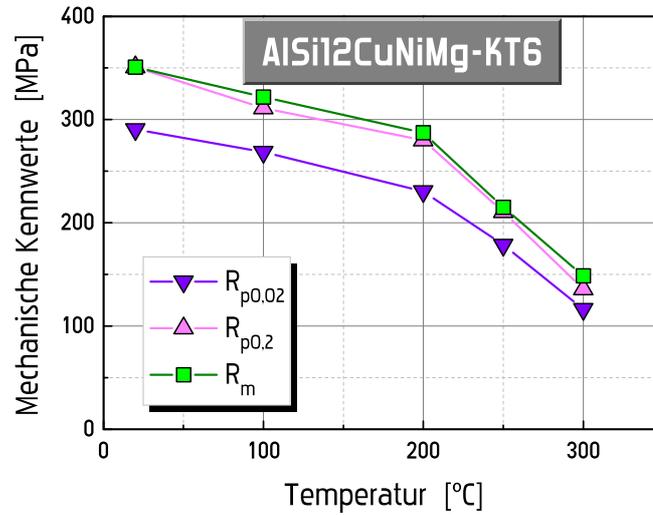


Bild 4.9 Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte $R_{p0,2}$, $R_{p0,02}$ und R_m

pfadbildung erleichtern (Bild 4.13).

Weitere mechanische Kenngrößen können aus den Ergebnissen des Zugversuchs für Aluminiumgusslegierungen laut [boo03] in folgender Weise bestimmt werden:

$$\text{Druckfestigkeit } \sigma_{dB} \approx 1,5 \cdot R_m, \tag{4.3}$$

$$\text{Stauchgrenze } \sigma_{d0,2} \approx (0,8 \dots 1,0) R_{p0,2}, \tag{4.4}$$

$$\text{Scherfestigkeit } \tau_{sB} \approx (0,6 \dots 0,8) R_{p0,2}, \tag{4.5}$$

$$\text{Schermodul } G \approx 0,395 E. \tag{4.6}$$

In der vorliegenden Arbeit wurde die Beziehung (4.3) im Temperaturbereich 20...200°C experimentell bestätigt (s. Tabelle 4.11).

Tabelle 4.11 Verhältnis der Druckfestigkeit zur Zugfestigkeit

Temperatur [°C]	20	100	200	300
$\frac{\sigma_{dB}}{R_m}$	1.64	1.78	1.42	1.12

4.4.4 Kriechversuch

In der untersuchten Aluminiumlegierung für Kolben, in denen die Temperatur während des Betriebs auf der Oberfläche 350°C erreichen kann, sind Kriechprozesse im Werkstoff unausbleiblich. Außerdem haben die Ergebnisse des Zugversuchs bei 300°C gezeigt, dass die mechanischen Kennwerte von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig sind. Die isothermen Kriechexperimente wurden auf einer servohydraulischen Materialprüfmaschine des Typs MTS-810 mit einer maximalen Prüfkraft von 250 kN durchgeführt. Die Temperatur der Kriechversuche wurde mit 250°C (0,62 der Schmelztemperatur des Al-Si-Eutektikums) und 300°C gewählt. Die Ermittlung der Zugkriechkennwerte erfolgte lastkontrolliert bei unterschiedlichen Spannungsniveaus (Tabelle 4.12). Bei jedem Wert der Kraft wurden meistens 2 Kriechversuche durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie ist in Bild 4.15 dargestellt. Die Probenabmessungen wurden den Möglichkeiten der gleichmäßigen induktiven Erwärmung mit Hilfe eines 5kW-Induktionsgeräts in der verwendeten Prüfmaschine angepasst. Die Temperaturkonstanz über die Versuchslänge der Probe betrug ± 5 K. Um eine gleichmäßige Temperaturverteilung sicherzustellen, wurde die Versuchstemperatur vor Beginn der Verformung bis zu einer Zeit von 15 min konstant gehalten. Der Wegaufnehmer befand sich während der induktiven Aufheizung auf der Probe (Bild 4.14). Die Dehnung infolge der Temperaturerhöhung wurde von der Gesamtdehnung subtrahiert.

Die Bilder 4.16 und 4.17 zeigen typische Kriechkurven der untersuchten Legie-

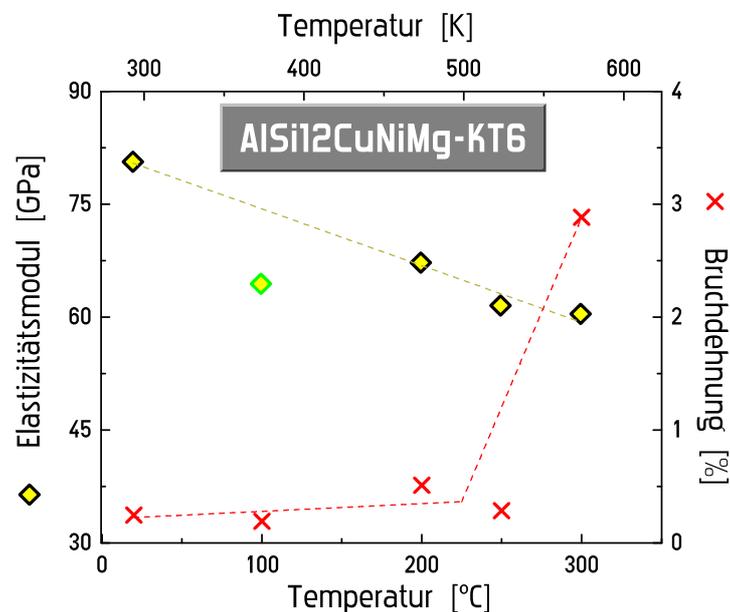


Bild 4.10 Bruchdehnung A und Elastizitätsmodul E in Abhängigkeit von der Temperatur

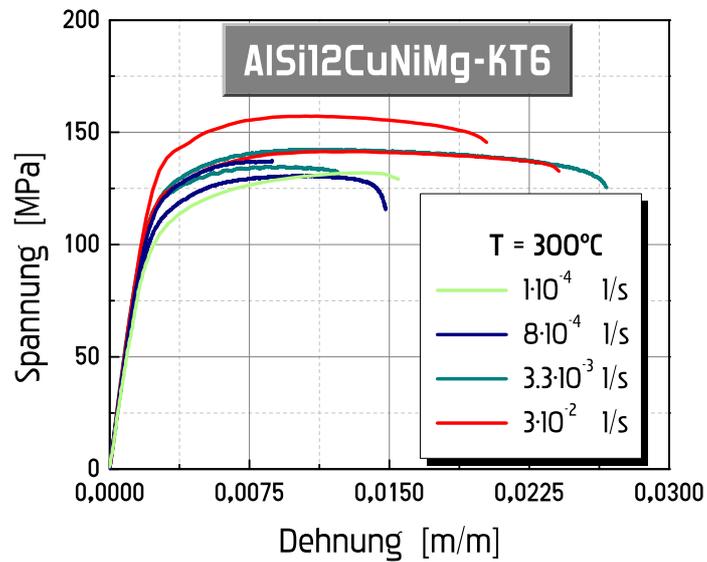


Bild 4.11 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Zugversuche mit verschiedenen Verformungsgeschwindigkeiten bei $T = 300^\circ\text{C}$

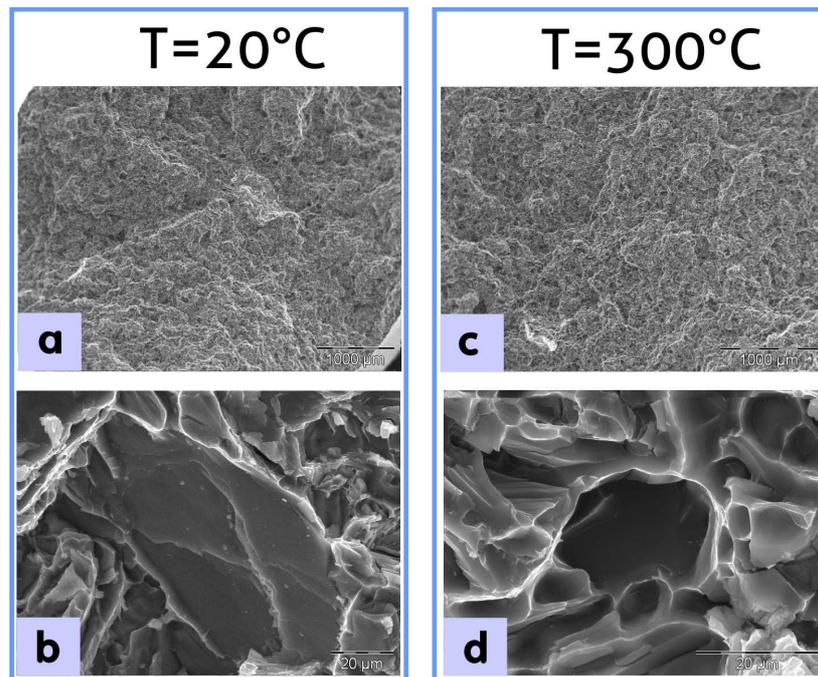


Bild 4.12 REM-Aufnahmen von Bruchflächen der Zugproben: a,b – Zugversuch bei Raumtemperatur; c,d – Zugversuch bei 300°C

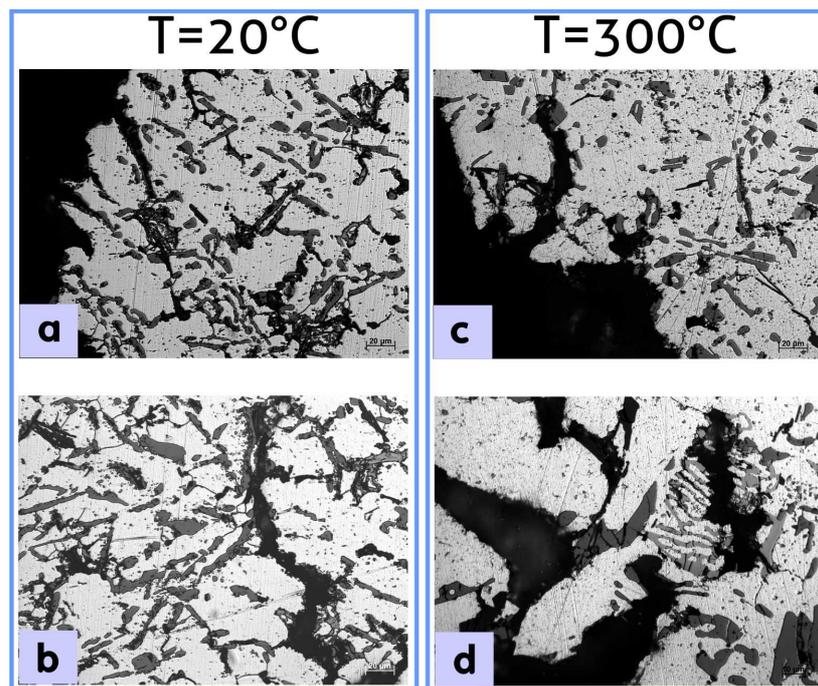


Bild 4.13 Lichtmikroskopische Aufnahmen von Längsschliffen von gebrochenen Zugproben: a,b – Zugversuch bei Raumtemperatur; c,d – Zugversuch bei 300°C

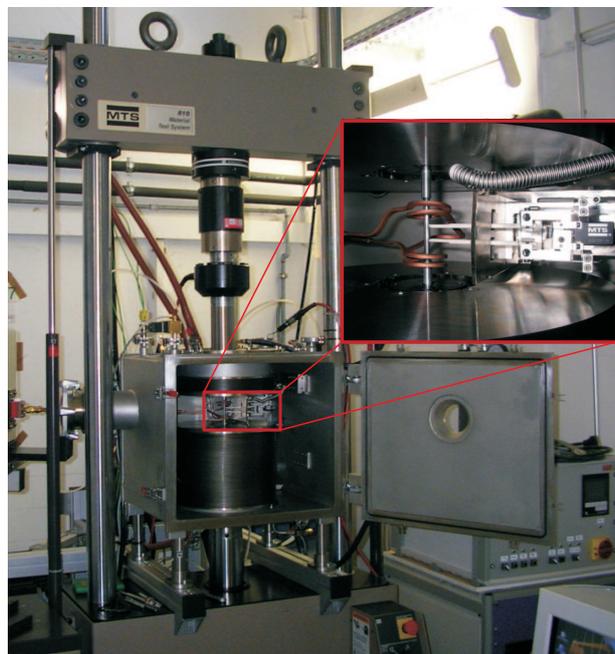


Bild 4.14 Prüfmaschine MTS-810

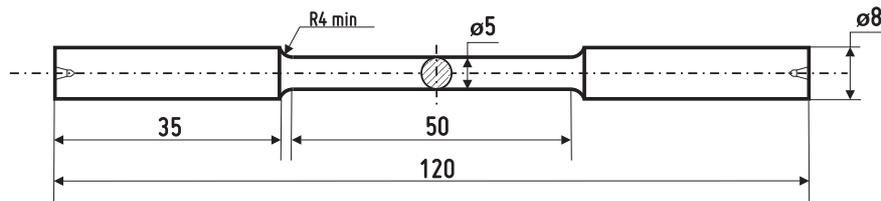


Bild 4.15 Abmessungen der Probengeometrie für Kriechversuche und Kurzzeitermüdungsversuche

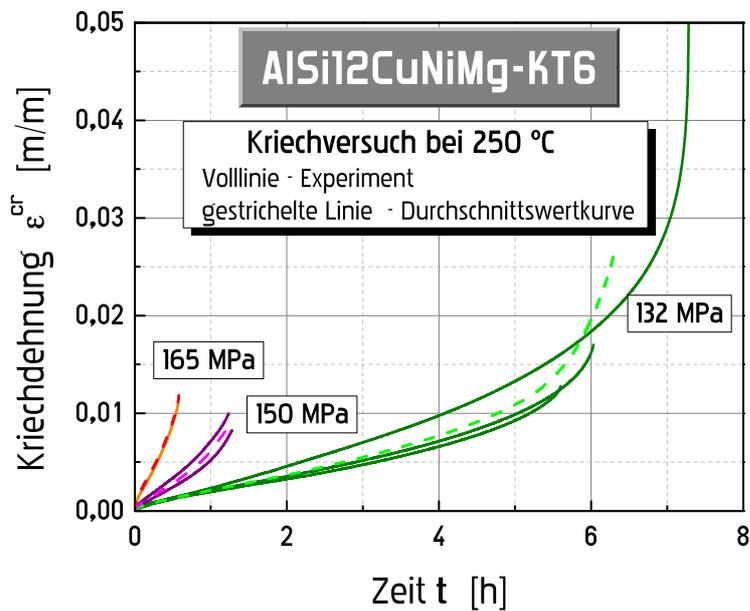


Bild 4.16 Kriechdehnung bei 250°C

Die Werte der Kriechgeschwindigkeit wurden auf der Grundlage von Daten der Kriechdehnung in Abhängigkeit von der Zeit berechnet. Die Kriechgeschwindigkeit der Durchschnittswertkurve ist in den Bildern 4.18 und 4.19, in denen man Primär- sowie Tertiärkriechen deutlich erkennen kann, dargestellt. Die Mittelung der Kriechkurven erfolgte mittels der Software OriginLab so, dass die Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit sowie der Bruchzeit und der Bruchdehnung im Bereich der

Tabelle 4.12 Parameter der Kriechversuche

Temperatur T [°C]	Spannungswerte σ [MPa]
250	132; 150; 165
300	50; 72,3; 80; 100

Versuchsdaten liegen. Da die experimentellen Kurven keinen Sekundärbereich haben, ist die doppelt-logarithmische Auftragung der minimalen Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der angelegten Spannung für alle Kriechversuche sowie Daten aus der Literatur in Bild 4.20 dargestellt. Die Bruchdehnungen sind in den Bildern 4.21 zu sehen. Mit zunehmender Spannung und konstanter Temperatur nimmt die Bruchzeit ab, wie im Bild 4.22 gezeigt.

Eswara Prasad et al. untersuchen in [EVB⁺00a] die Druckgusslegierung Al-Si12CuNiMg nach der folgenden Wärmebehandlung: Glühen bei 477°C für 1 h, Ölabschreckung, natürliche Alterung bei Raumtemperatur für 24 h und künstliche Alterung bei 215°C für 10 h. Requena et al. gehen in [RD06] auf das Kriechverhalten der Druckgusslegierung AlSi12CuNiMg bei 300°C ein. Die Wärmebehandlung der Legierung bestand wie folgt aus: Glühen bei 480°C für 2 h, Ölabschreckung, künstliche Alterung bei 190°C für 4 h und Alterung bei 300°C für 3 h. Außerdem sind die Werte der Kriechgeschwindigkeit, die mit Hilfe eines Mikroinddrucktests von Cseh et al. [CBG⁺99] bei verschiedenen Temperaturen ermittelt wurden, in Bild 4.23 dargestellt. In ihrer Arbeit wurde die Druckgusslegierung AlSi12CuNiMg bei 480°C für 10 h gegläht, im Öl abgeschreckt und ausgelagert bei 350°C für 24 h. Aus den Bildern lässt sich feststellen, dass die Kriechbeständigkeit der untersuchten Gusslegierung mit steigender Temperatur abnimmt. Außerdem kann man sehen, dass die eigenen Versuchsdaten der minimalen Kriechgeschwindigkeit und Daten aus der Arbeit von Requena et al. in erster Annäherung mit einer Linie nachgebildet werden können. Das

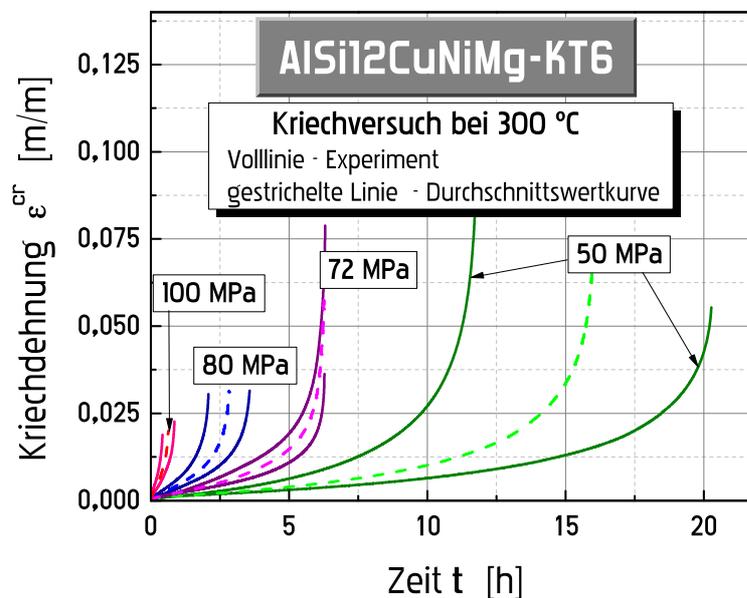


Bild 4.17 Kriechdehnung bei 300°C

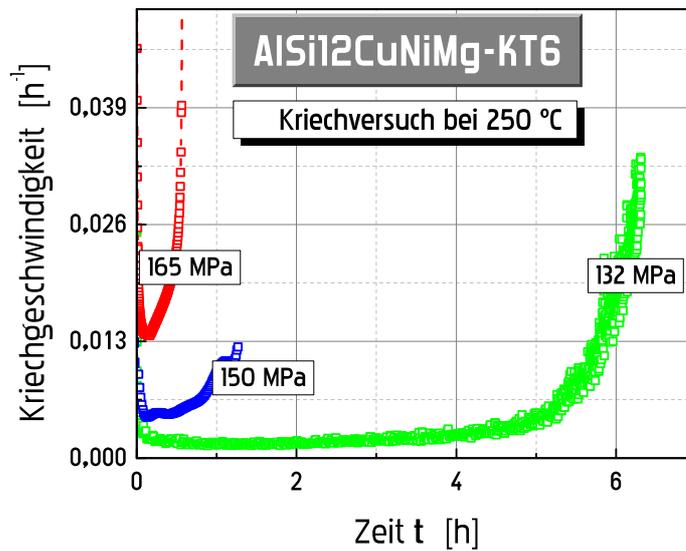


Bild 4.18 Kriechgeschwindigkeit bei 250°C

Bild 4.21 zeigt, dass je höher die Kraft bei konstanter Temperatur angelegt wurde, desto kleiner fällt die ermittelte Bruchdehnung in den Proben aus. Die Bruchdehnung im Kriechversuch bei 350°C aus der Arbeit von Eswara-Prasad et al. ist für die angelegten Spannungen fast konstant.

Das Kriechverhalten bei gegebener Temperatur und Spannung wird durch die Zeitabhängigkeit der Kriechdehnung ε^{cr} bzw. die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}^{\text{cr}}$ beschrieben. Im stationären Zustand kann die Abhängigkeit der Dehnungsgeschwindigkeit von der Spannung bei konstanter Temperatur mit den folgenden klassischen Gleichungen beschrieben werden [NA07]:

- ✱ Norton, 1929, Bailey, 1929

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = a \sigma_{\text{eq}}^n, \quad (4.7)$$

- ✱ Sodeberg, 1936

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = b \left(\exp \frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0} - 1 \right), \quad (4.8)$$

- ✱ Prandtl, 1928, Nadai, 1938, McVetty, 1943

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = a \sinh \frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0}, \quad (4.9)$$

✱ Johnson *et al.*, 1963

$$\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = a_1 \sigma_{\text{eq}}^{n_1} + a_2 \sigma_{\text{eq}}^{n_2}, \quad (4.10)$$

✱ Garofalo, 1965

$$\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = a \left(\sinh \frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0} \right)^n, \quad (4.11)$$

wobei $\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}}$, σ_{eq} die äquivalente Dehnungsgeschwindigkeit bzw. die äquivalente Spannung; a , b , a_1 , a_2 , σ_0 , n , n_1 und n_2 die Werkstoffparameter sind.

Die experimentellen Punkte wurden mit den Gln. (4.7), (4.9) sowie (4.10) approximiert (Bilder 4.24 und 4.25). Aus dem Vergleich lässt sich schließen, dass man die Ergebnisse mit der Potenzfunktion von Norton nicht ausreichend genau interpolieren kann, weil die minimale Kriechgeschwindigkeit von der Spannung in der doppelt-logarithmischen Darstellung nichtlinear abhängt. Eine gute Approximation der Ergebnisse stellt die Funktion von Johnson dar. Trotzdem ist die Anwendung der Funktion in den Gleichungen des konstitutiven Modells unter Berücksichtigung der Schädigungsvariablen beschränkt. Deswegen ist die Prandtl-Gleichung geeigneter, wie es auch in [KHD94] bestätigt wird.

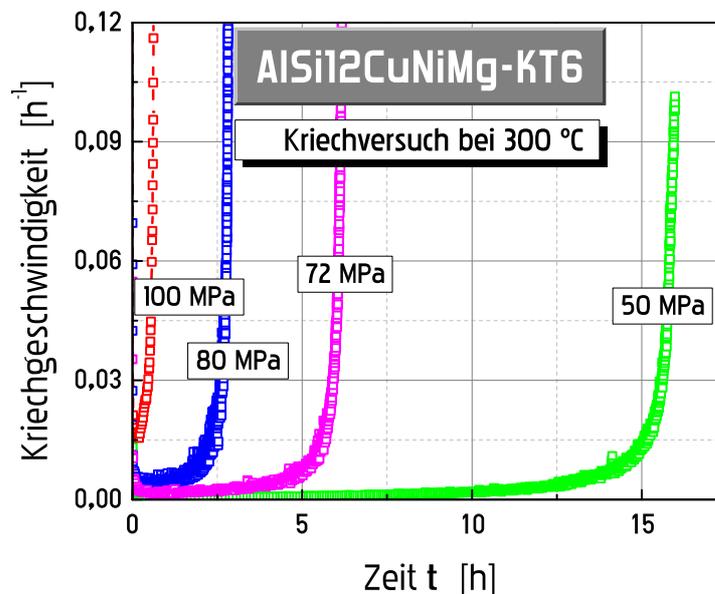


Bild 4.19 Kriechgeschwindigkeit bei 300°C

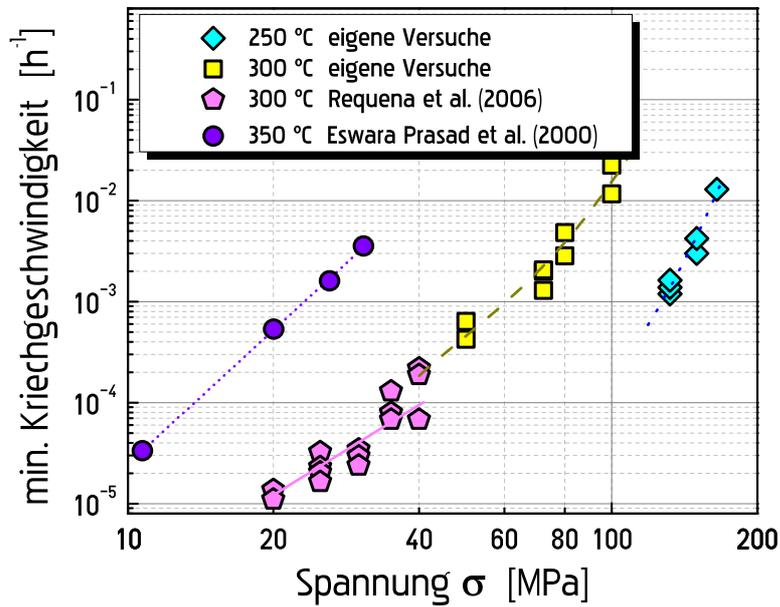


Bild 4.20 Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Spannung für AlSi12CuNiMg

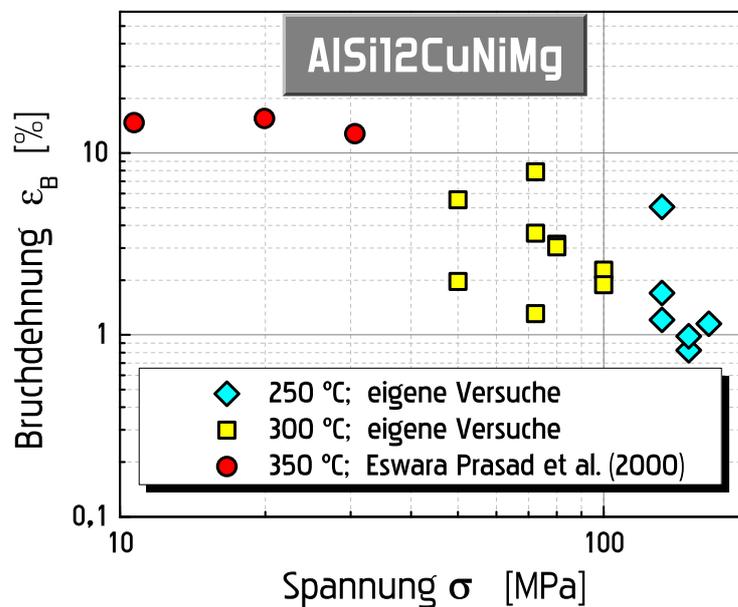


Bild 4.21 Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Spannung für AlSi12CuNiMg

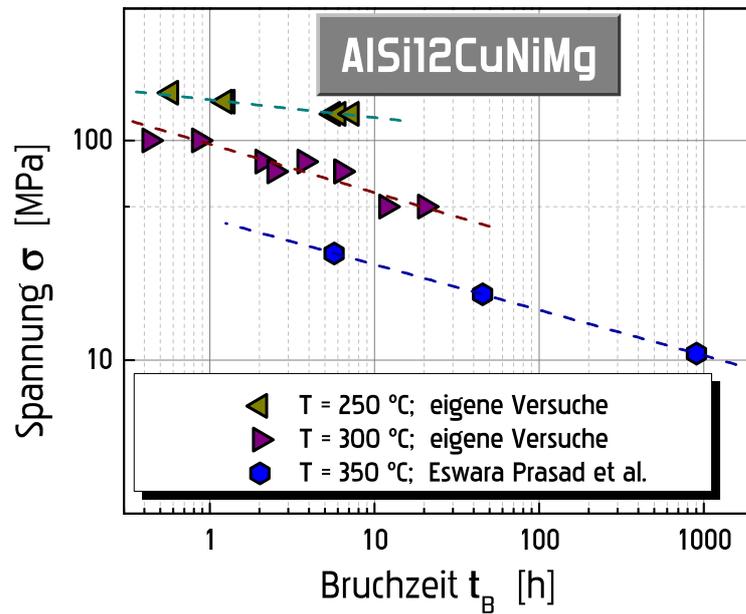


Bild 4.22 Spannung in Abhängigkeit von der Bruchzeit für AlSi12CuNiMg

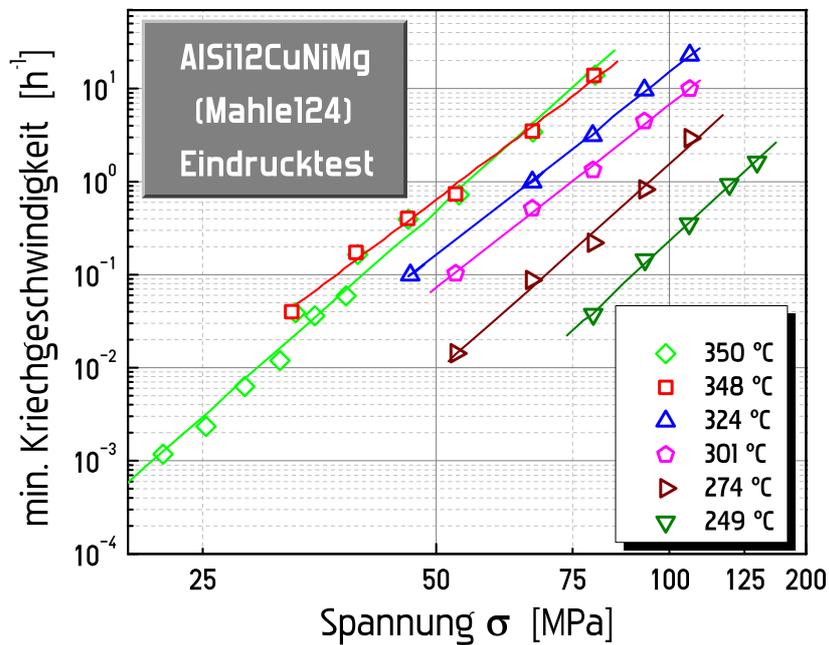


Bild 4.23 Minimale Kriechgeschwindigkeit aus dem Mikroeindrucktest für die Druckgusslegierung Mahle124 (ähnlich zur Legierung AlSi12CuNiMg) [CBG⁺99]

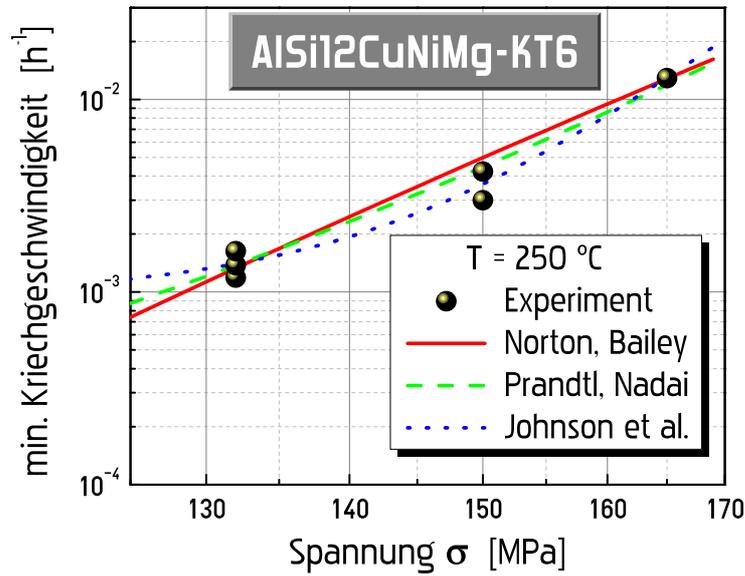


Bild 4.24 Approximation der minimalen Kriechgeschwindigkeit des Kriechversuchs bei 250°C für AlSi12CuNiMg

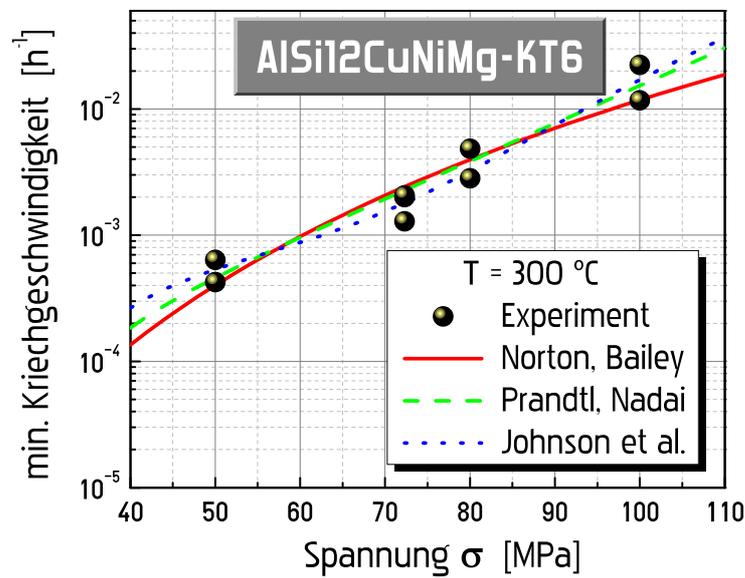


Bild 4.25 Approximation der minimalen Kriechgeschwindigkeit des Kriechversuchs bei 300°C für AlSi12CuNiMg

Tabelle 4.13 Parameter der Kurzzeit-Ermüdungsversuche

Temperatur T [°C]	Oberspannungswerte σ_o [MPa]	Frequenz f [Hz]
20	250; 280; 300	0,1; 1
100	200; 230; 250	0,1; 1
200	190; 220; 240	0,1; 1
250	132; 150; 165	0,1; 1
300	50; 72,3; 80; 90; 100; 120	0,1; 1

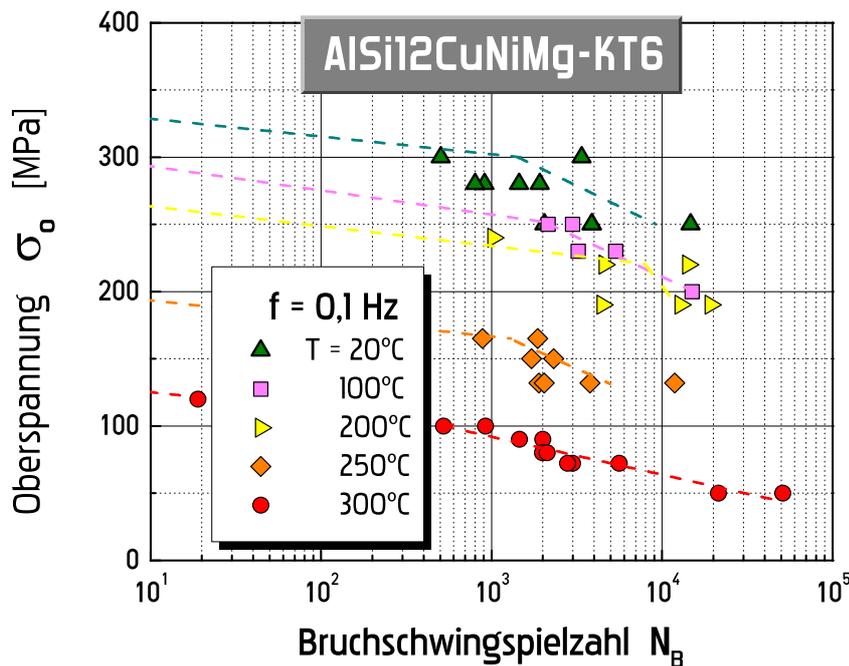


Bild 4.26 Spannung in Abhängigkeit von der Bruchschwingspielzahl bei einer Frequenz von 0,1 Hz. Bilineare Interpolation der Versuchswerte

4.4.5 Kraftgesteuerte Kurzzeit-Ermüdungsversuche

Die kraftgesteuerten Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei konstanter Temperatur wurden mit Proben auf dem Werkstoffprüfgerät MTS-810 gemäß Abschnitt 4.4.4 durchgeführt. Alle LCF-Ermüdungsversuche wurden kraftkontrolliert mit den in Tabelle 4.13 zusammengefassten Versuchsparametern an Luft ausgeführt. Ein Spannungsverhältnis von $R_\sigma = 0$ verdeutlicht reine Zugschwellbeanspruchung. Im Anschluss an diese Versuche wurden einige der gebrochenen Proben zur Beurteilung des Schadensmechanismus licht- und elektronenmikroskopisch begutachtet.

In [boo03] wurde der Wert der Dauerschwingfestigkeit im Biegewechselversuch σ_{bW} bei Raumtemperatur im Bereich 80...90 MPa für AlSi12CuNiMg-K (Gusszustand) sowie 100...110 MPa für AlSi12CuNiMg-KT6 bei einer Grenzschriftspielzahl von $50 \cdot 10^6$ angegeben. Die Ergebnisse der Kurzzeit-Ermüdungsversuche der Legierung bei Frequenzen von 0.1 Hz und 1 Hz sind auf den Bildern 4.26 und 4.27, in denen die Abhängigkeit der Maximalspannung von der Lastspielzahl bis zum Bruch dargestellt ist, gezeigt. Aus diesen Daten kann man schließen, dass sich die Kurzzeit-Ermüdungsfestigkeit der untersuchten Legierung bei Temperaturen oberhalb von 200°C wesentlich verschlechtert hat. Das Ergebnis steht im Einklang mit den Ergebnissen der Zug-, Druck- sowie Kriechversuche, bei denen das beträchtliche Abnehmen der Festigkeitseigenschaften im Temperaturbereich 250...300°C auch beobachtet wurde.

Um den Einfluss der Belastungsfrequenz auf die experimentellen Ergebnisse nachzuweisen, wurden die Daten im Bild 4.28 zusammen abgebildet und verglichen. Es lässt sich feststellen, dass ein Anstieg der Frequenz bei allen untersuchten Temperaturen zur Erhöhung der Lastspielzeit führte. Wird anstelle der Lastspielzahl die Zeit bis zum Bruch gegen die Maximalspannung (Bild 4.29) aufgetragen, so zeigt sich, dass die größere Frequenz im Temperaturbereich bis 200°C die Zeit bis zum Bruch verrin-

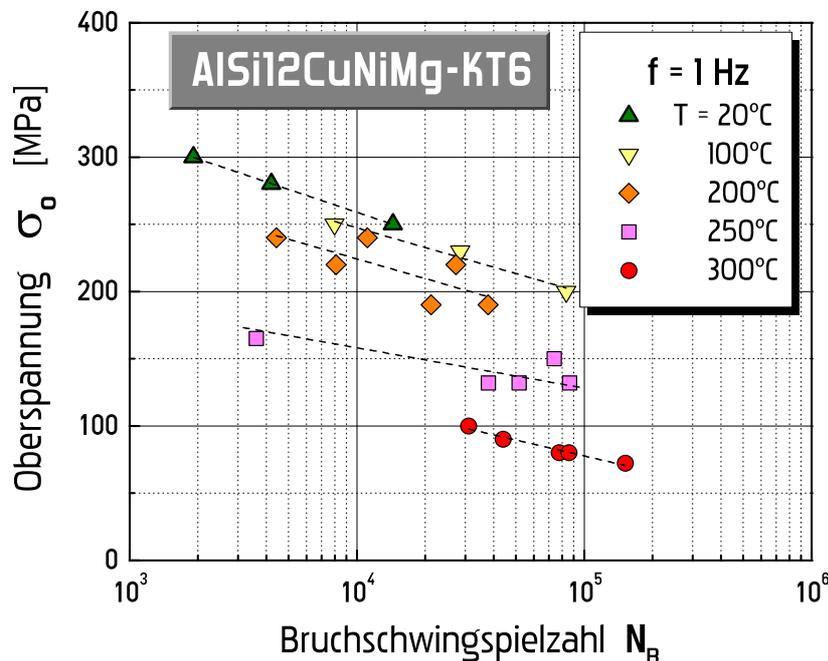


Bild 4.27 Spannung in Abhängigkeit von der Bruchschwingspielzahl bei einer Frequenz von 1 Hz. Bilineare Interpolation der Versuchswerte

gert, bei 250°C keine Auswirkung hat, und bei 300°C die Zeit bis zum Bruch sogar erhöht.

Die Kurzzeit-Ermüdungsversuche wiesen bei 250°C und 300°C einen plastischen Verformungsanteil in jedem Lastspiel auf (s. Bilder 4.30–4.33). Dieser Mechanismus wurde schon im Abschnitt 3.2 als „Ratcheting“ oder zyklisches Kriechen bezeichnet (Bild 3.7), darum werden die Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit mit denen aus dem stationären Kriechversuch im Bild 4.34 verglichen. Der Vergleich der minimalen Kriechgeschwindigkeiten zeigt, dass der Anstieg der Verformungsakkumulation beim Kriechversuch größer ist als bei zyklischer Beanspruchung. Ein ähnlicher Vergleich der aus den verschiedenen Beanspruchungen resultierenden Werte soll durch das Auftragen über der Zeit bis zum Bruch gegeben werden (Bild 4.35). Es lässt sich wiederum erkennen, dass die Proben im Kriechversuch eine geringere Lebensdauer als in den Ermüdungsversuchen aufwiesen. Dies ist auf eine mögliche Verfestigung der Legierung während der Be- und Entlastung zurückzuführen. Darüber hinaus ist die Geschwindigkeit der Schädigungsakkumulation bei einer zyklischen Belastung nicht so intensiv, als bei einer statischen Belastung.

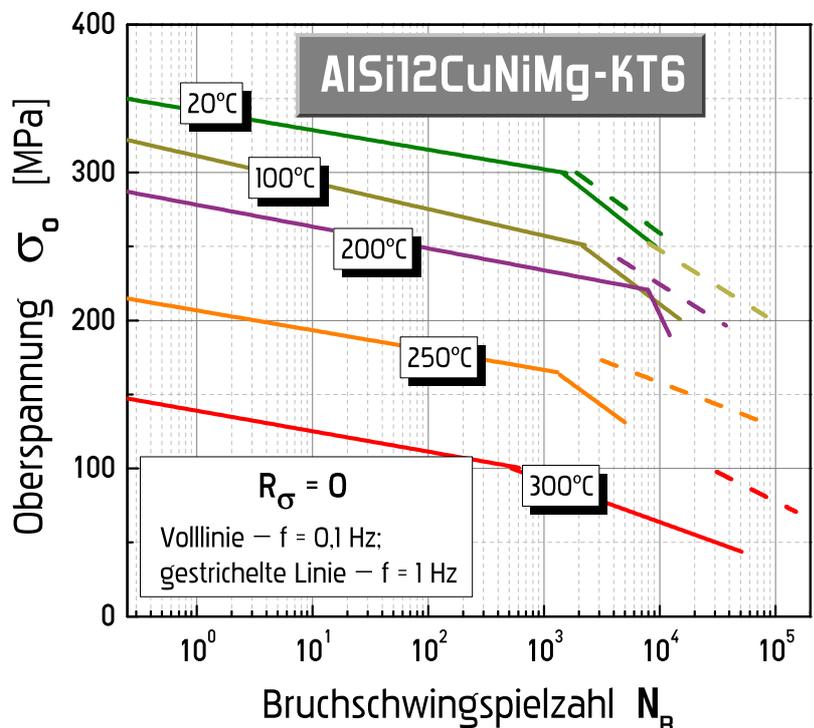


Bild 4.28 Vergleich der Werte von Bruchschwingspielzahlen bei zwei Frequenzen

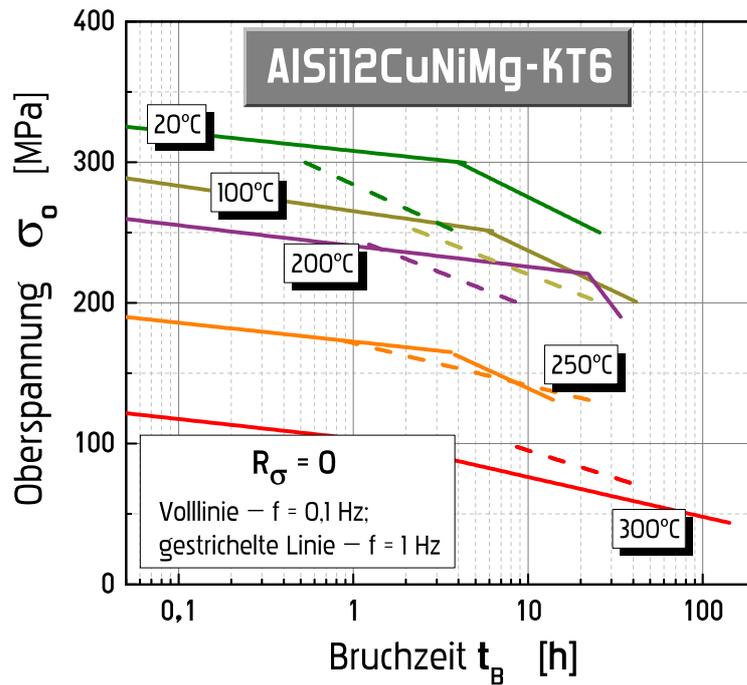


Bild 4.29 Vergleich der Bruchzeiten bei zwei Frequenzen

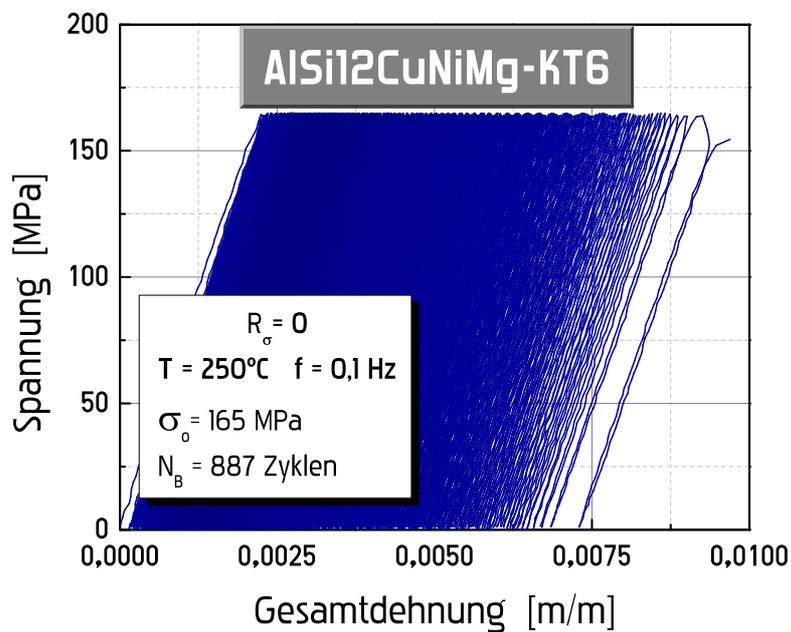


Bild 4.30 Spannung in Abhängigkeit von der Gesamtdehnung. Ermüdungsversuch bei 250°C und 0,1 Hz unter angelegter maximaler Spannung von 165 MPa

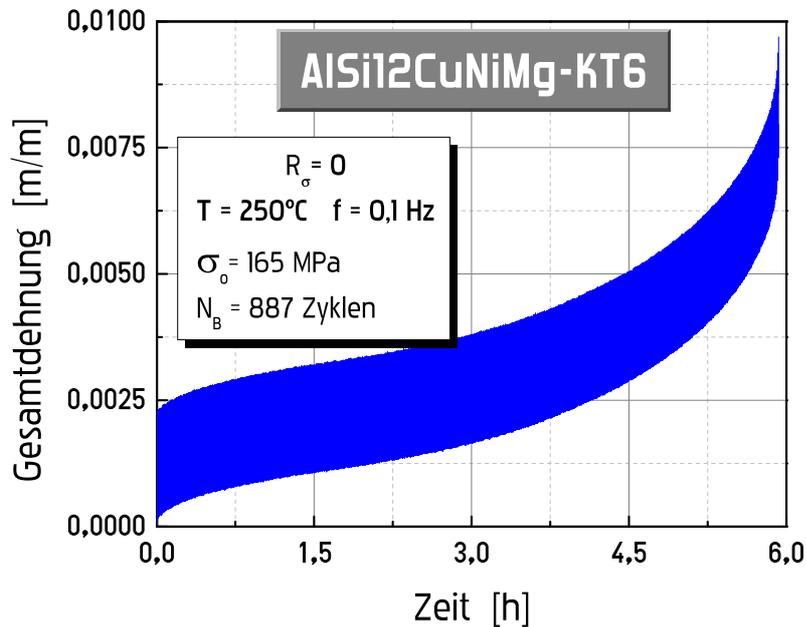


Bild 4.31 Gesamtdehnung in Abhängigkeit von der Zeit. Ermüdungsversuch bei 250°C und $0,1 \text{ Hz}$ unter angelegter maximaler Spannung von 165 MPa

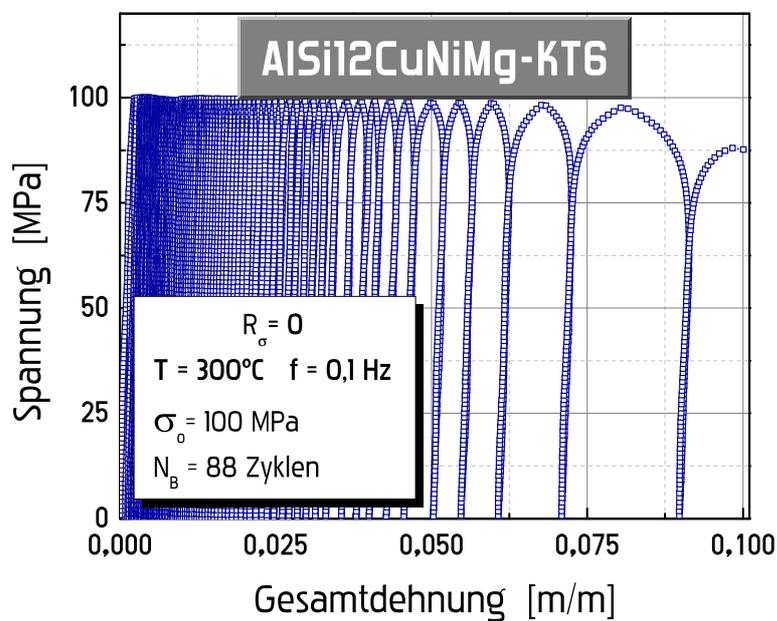


Bild 4.32 Spannung in Abhängigkeit von der Gesamtdehnung. Ermüdungsversuch bei 300°C und $0,1 \text{ Hz}$ unter angelegter maximaler Spannung von 100 MPa

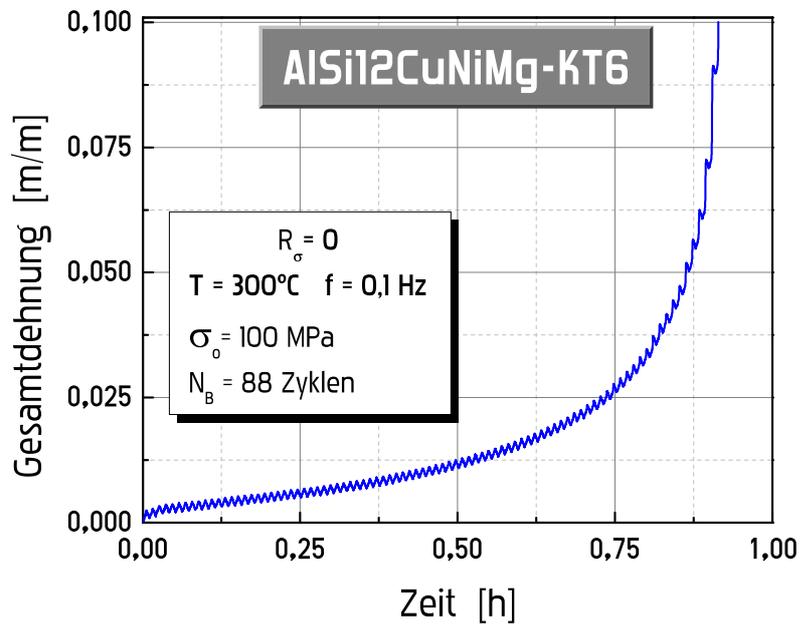


Bild 4.33 Gesamtdehnung in Abhängigkeit von der Zeit. Ermüdungsversuch bei 300°C und 0,1 Hz unter angelegter maximaler Spannung von 100 MPa

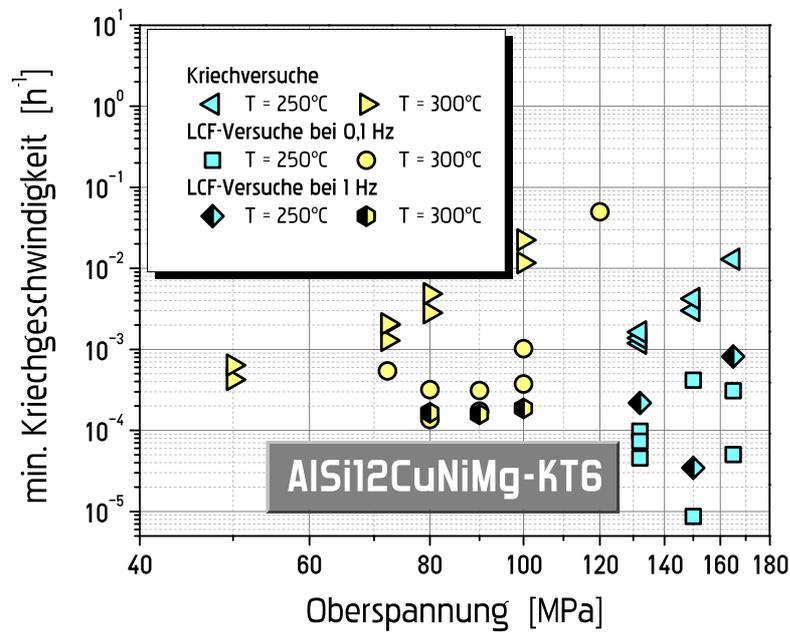


Bild 4.34 Vergleich der Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit bei Kriech- und Ermüdungsversuchen

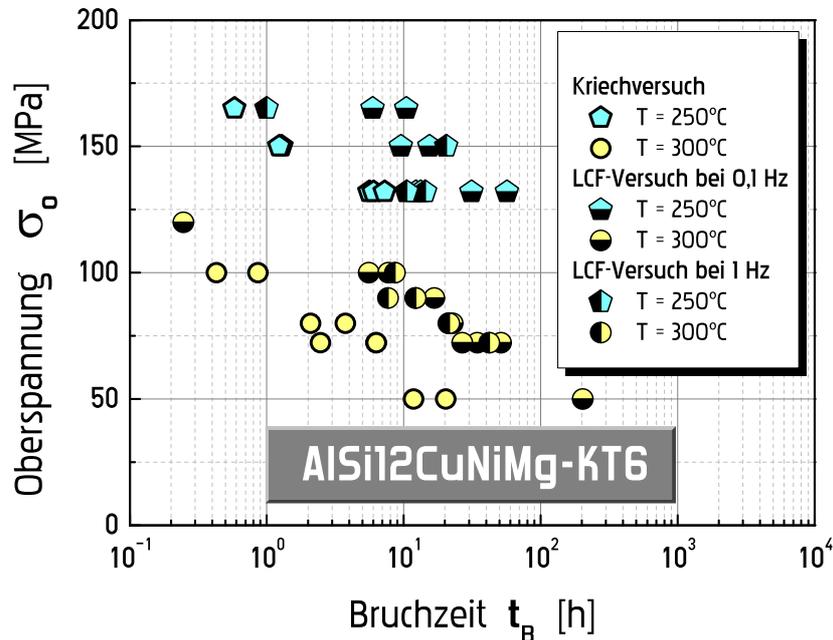


Bild 4.35 Vergleich der Bruchzeiten bei Kriech- und Ermüdungsversuchen

Strontium wird häufig Al-Si-Schmelzen zugegeben, um die eutektische Siliziumstruktur von einer groben körnigen sowie lamellenartigen Form in eine feinlamellare zu veredeln (s. Bild 2.6 im Abschnitt 2.3), wodurch sich die mechanischen Eigenschaften der Al-Si-Gusslegierungen, besonders die Bruchdehnung, verbessern. Um das Verhalten der veredelten Legierung und der unveredelten Legierung bei zyklischer Beanspruchung miteinander zu vergleichen, erfolgten einige kraftgesteuerte Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei 300°C mit Sr-veredelter Legierung AISi12CuNiMg im Gusszustand (M-F) und nach T6 Wärmebehandlung (M-T6). Die P-gefeinte Legierung wird in diesem Abschnitt mit R-T6 bezeichnet. Die Herstellung der Sr-veredelten Legierung ist analog zu der Prozedur, die im Abschnitt 4.1 beschrieben ist. Anstelle von P-haltiger Vorlegierung wird Strontium in Form der Al-10%Sr-Vorlegierung bei einer Schmelztemperatur von 740°C in die Schmelze gegeben. Die Parameter der T6-Wärmebehandlung sind in der Tabelle 4.3 angegeben. Tabelle 4.14 enthält die chemische Zusammensetzung der Legierung.

Die Strontiumzugabe bewirkt bei der Al-Si-Legierung eine vollständige Beseitigung der primär erstarrten Siliziumkristalle, die in der unveredelten Legierung das Ermüdungsverhalten nachteilig beeinflussen (Bild 4.36). Die Proben mit der Veredelung enthalten allerdings kugelförmige Poren, die durch Verunreinigung mit Wasserstoff während der Sr-Zugabe erklärt werden können [DDTO04]. Die Porosität für die Strontium-Legierungen M-F und M-T6 beträgt 2.6%. Die Wärmebehandlung der M-T6-Legierungen führt zu wesentlichen Veränderungen in ihrer Struktur und ih-

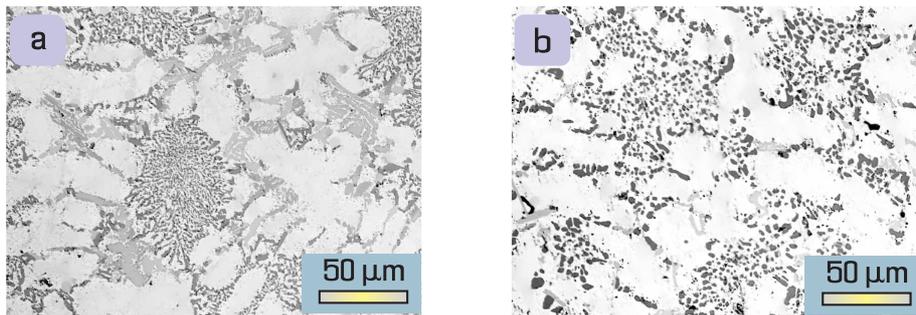


Bild 4.36 Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrogefüge der Sr-veredelten Legierung im Gusszustand (a) und im T6-wärmebehandelten Zustand (b)

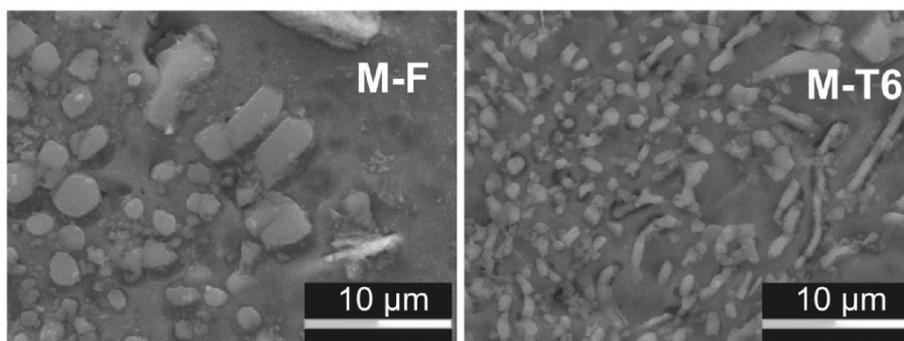


Bild 4.37 REM-Aufnahme des veredelten Siliziums in der M-F Legierung und in der M-T6 Legierung

ren Eigenschaften. Die Legierung M-T6 zeigt gleichmäßiges Gefüge aufgrund der kombinierten Auswirkungen der Veredelung und des Aushärtens (Bild 4.37). Die Tabelle 4.15 zeigt die mittleren mechanischen Kennwerte der mit Strontium veredelten Legierungen bei 20°C und 300°C. Darüber hinaus wurde für die M-F Legierung bei 20°C eine Brinellhärte von 90 HB 2,5/62,5 gemessen. Die M-T6 zeigt im wärmebehandelten Zustand die Härte von 143 HB 2,5/62,5. Die Ergebnisse der Kurzzeit-Ermüdungsversuche sind in Bild 4.38 dargestellt. Da sich die inelastische Dehnung mit der Zyklenzahl verändert, werden nun auch die mittleren zyklischen Kriechgeschwindigkeiten verglichen (Bild 4.39). Ein Vergleich der minimalen Kriechgeschwin-

Tabelle 4.14 Chemische Zusammensetzung der veredelten mit Strontium Legierung AlSi12CuNiMg^a; alle Angaben in Gew.-%

Elemente	Si	Cu	Ni	Mg	Mn	Fe	Ti	P	Sr
	12,56	1,12	0,85	0,99	0,19	0,26	0,05	<0,001	0,026

^a Der Rest ist Aluminium. Der Gehalt der anderen Elemente liegt unter 0,001 Gew.-%

Tabelle 4.15 Mittelwerte der Zugfestigkeitseigenschaften der Sr-veredelten Legierung

Legierung	$T = 20^{\circ}\text{C}$			$T = 300^{\circ}\text{C}$		
	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
M-F	132	208	1,0	99	110	5,6
M-T6	341	363	0,8	138	143	4,8

digkeiten zeigt, dass die Verformungsakkumulation der M-F Legierung während der zyklischen Beanspruchung schneller zunimmt als die der wärmebehandelten Legierungen. Aus diesem Grund weist die veredelte Legierung M-F bei einer Maximalspannung oberhalb von 65 MPa die niedrigste Ermüdungsfestigkeit auf. Unterhalb von 65 MPa sind für die M-F und M-T6-Legierungen ähnliche Werte der Lastspielzahl bis zum Probenbruch zu erwarten. Dies lässt sich auf die Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften der M-T6 Legierung infolge der Alterung zurückführen.

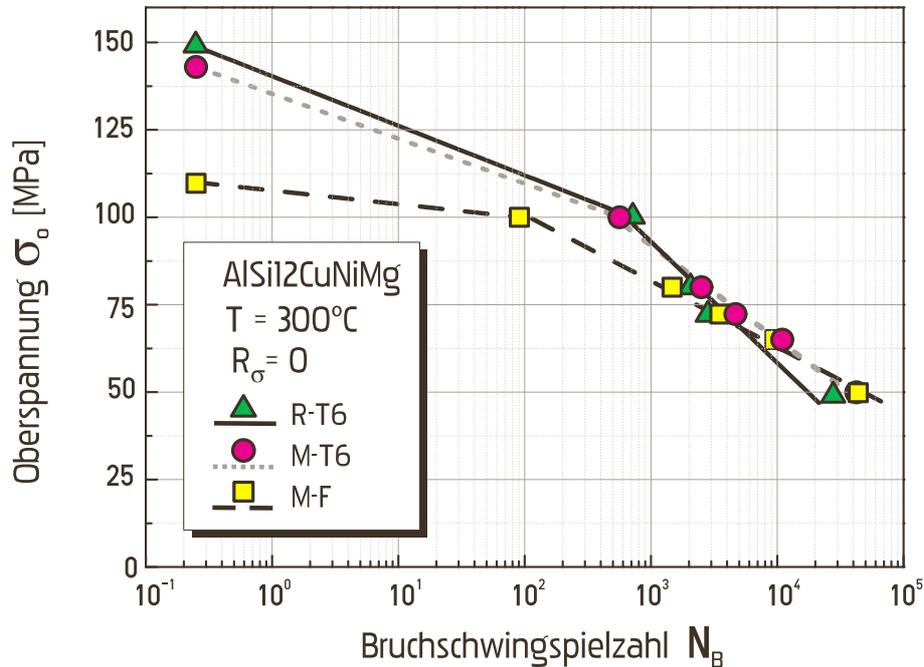


Bild 4.38 Vergleich der Bruchschwingspielzahlen im LCF-Versuch bei 300°C

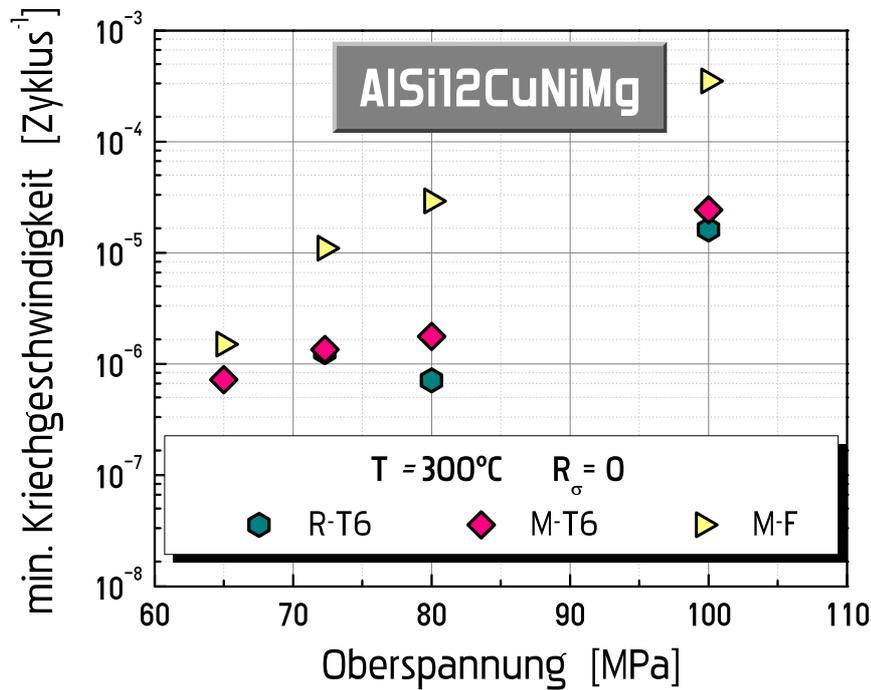


Bild 4.39 Vergleich der Werte von minimaler Kriechgeschwindigkeit im LCF-Versuch bei 300°C

Die Ergebnisse zeigen trotz der erhöhten Porosität der Legierung M-T6, dass diese Sr-veredelte und wärmebehandelte Legierung eine etwas höhere Lastspielzahl im Vergleich zur unveredelten Legierung R-T6 erzielte. Es ist davon auszugehen, dass die grobe und unregelmäßige Morphologie des Siliziums in der unveredelten Mikrostruktur die Risseinleitung an der Grenzfläche Si/Al-Matrix und in den gebrochenen Siliziumpartikeln fördert, während feines abgerundeteres eutektisches Silizium eine höhere Rissfestigkeit besitzt.

Die Untersuchungen am Licht-, Stereo- und Rasterelektronenmikroskop erfolgten zur Analyse der Schädigungsmechanismen sowie des Bruchtyps. Einige gebrochene Proben wurden in Längsrichtung geschliffen, um sich einen Überblick über die Schädigung im Inneren der Ermüdungsproben zu verschaffen. Makroaufnahmen der Bruchoberflächen sind im Bild 4.40 dargestellt. Der Bruch der Proben, die bei 20°C, 100°C und 200°C getestet wurden, wird als Ermüdungsbruch mit den Orten der Rissentstehung erkannt. Außerdem wurde keine inelastische Dehnung nach dem Probenbruch beobachtet. Die Bruchfläche der Proben nach LCF-Versuchen bei 250°C und 300°C besteht aus Sprödbbruchflächen der intermetallischen Phasen und zellulären Zähbruchgebieten der Al-Matrix. Aus Aufnahmen von Längsschliffen (Bild 4.41) sowie aus REM-Aufnahmen der Bruchflächen kann (Bild 4.42) geschlussfolgert werden,

dass die primären Siliziumpartikel in der unveredelten Legierung das Ermüdungsverhalten nachteilig beeinflussen. Der Bruchprozess wird von der Entstehung der Hohlräumen und der Grübchenbildung in der Matrix um die gebrochenen harten Partikel begleitet.

Aus der Beobachtung der Bruchflächen der Sr-veredelten M-F- und M-T6 Legierung lässt sich ableiten, dass die Porosität der Schlüsselfaktor ist, der die Dauer-

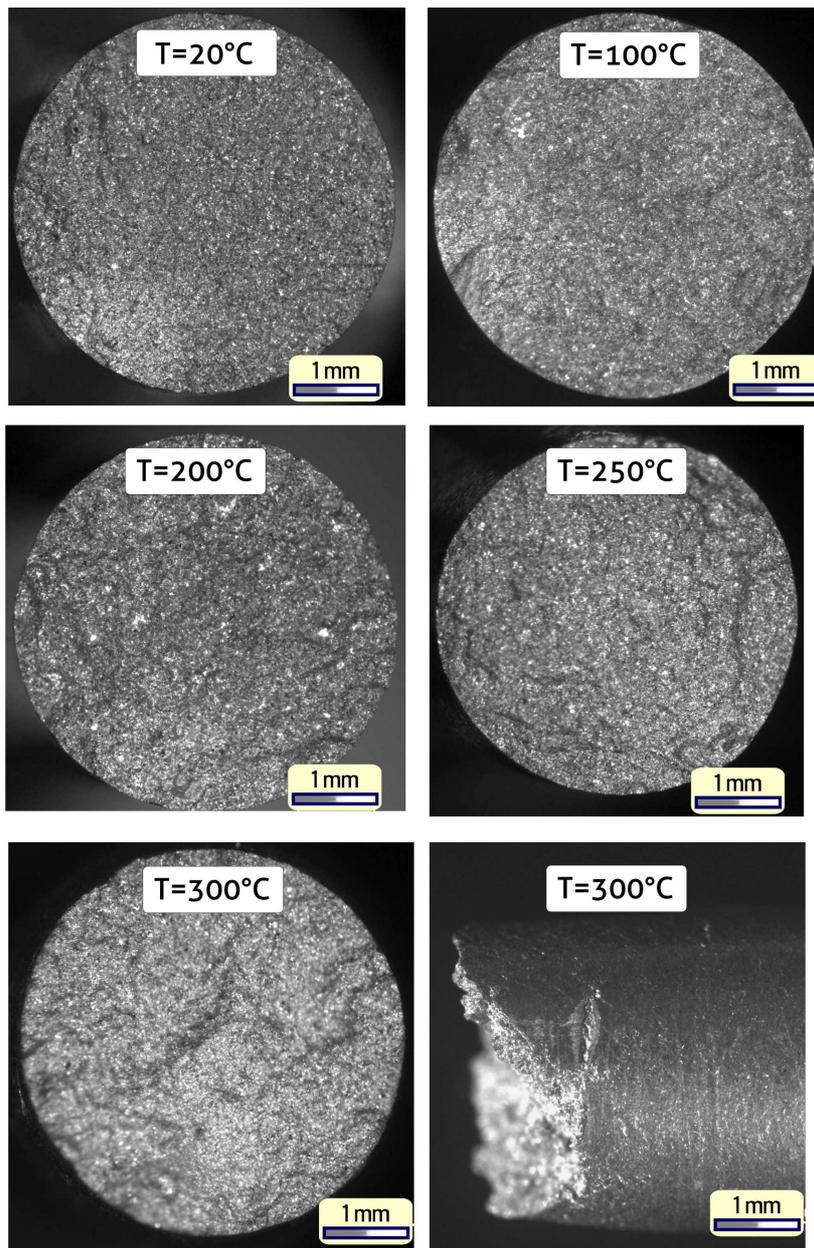


Bild 4.40 Bruchoberfläche der gebrochenen Ermüdungsproben. Die Legierung R-T6.

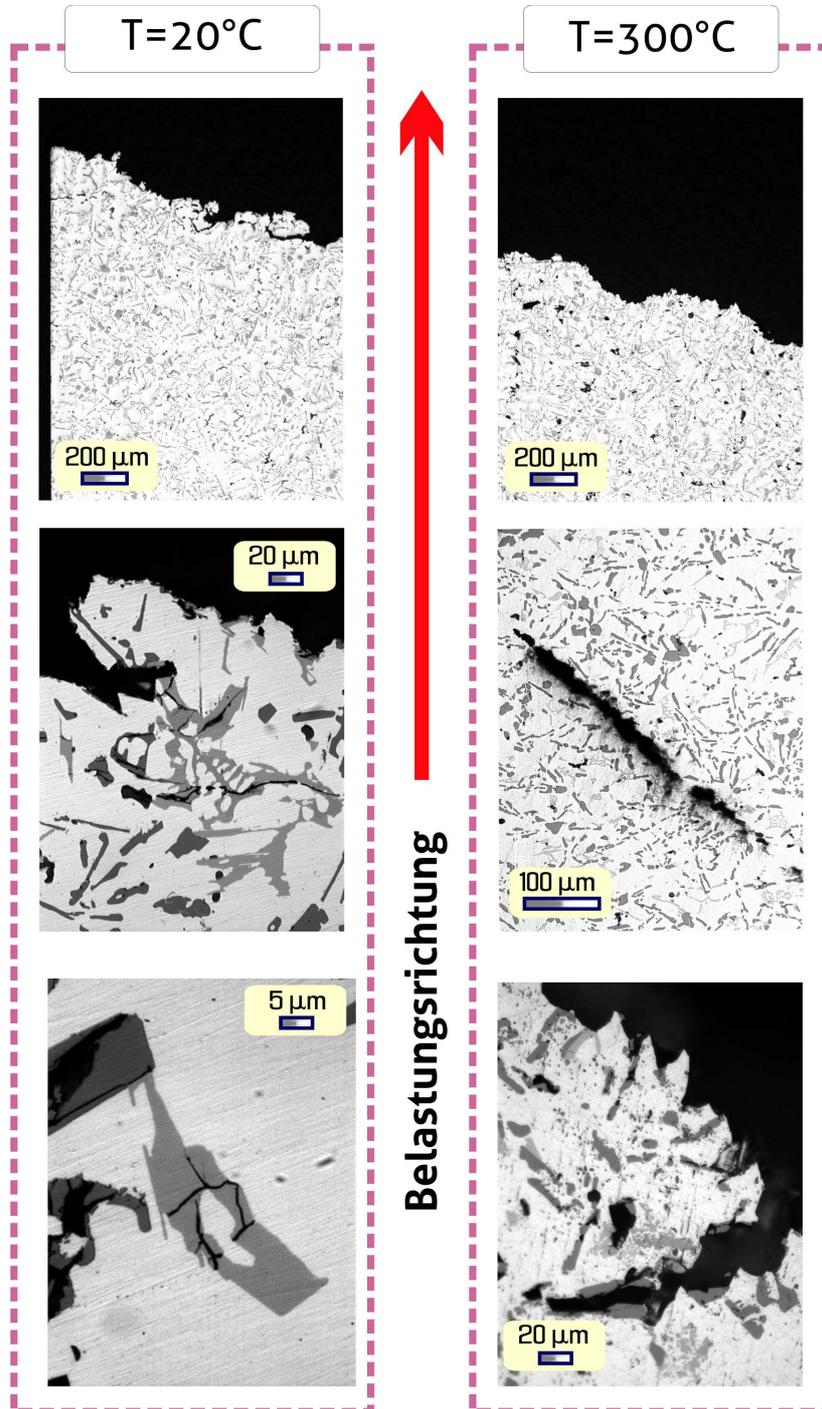


Bild 4.41 Lichtmikroskopische Aufnahme der Längsschliffe an Ermüdungsproben. Die Legierung R-T6

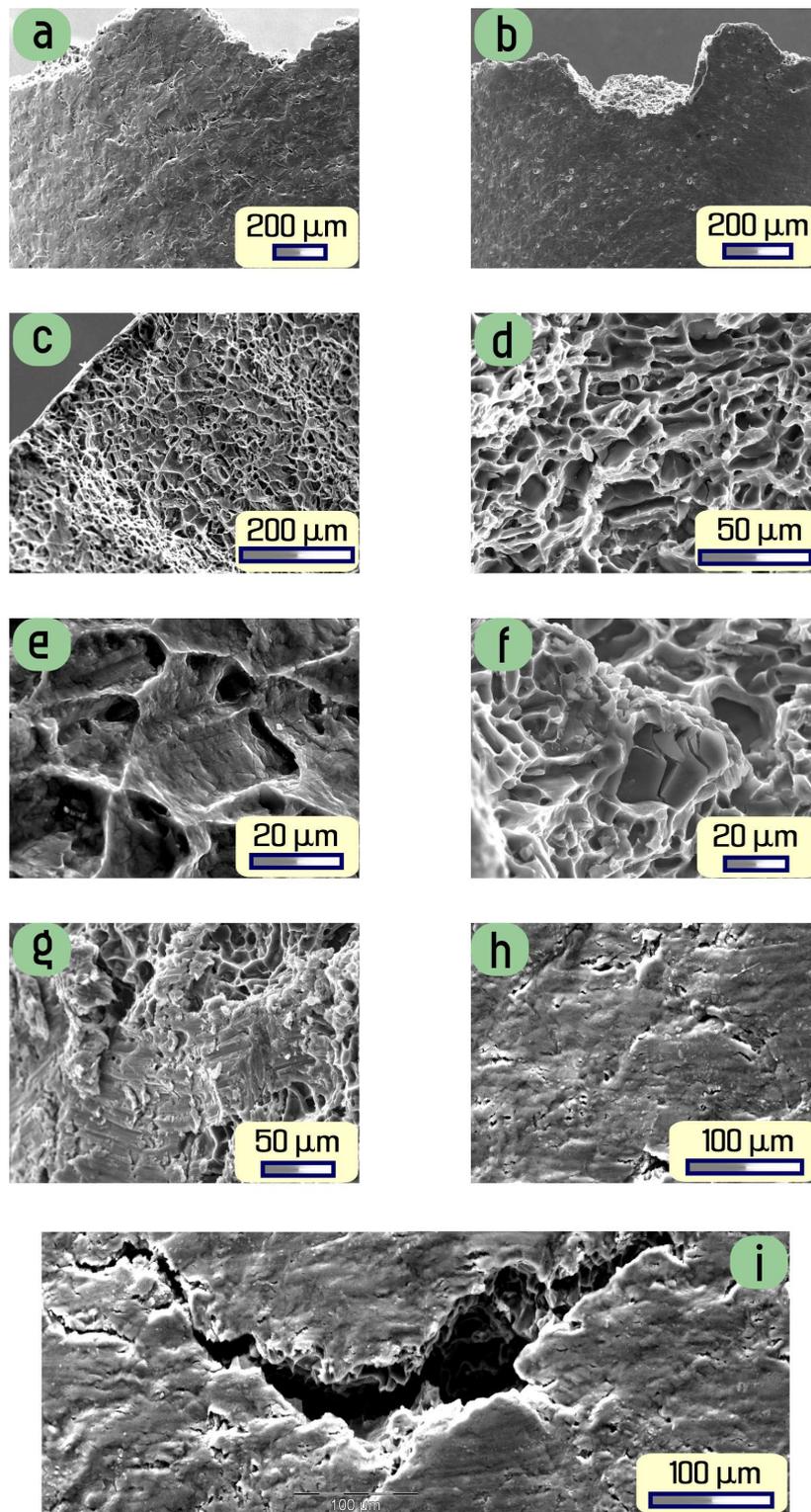


Bild 4.42 REM-Aufnahmen von Bruchflächen von M-T6-Ermüdungsproben bei 300°C: (a),(b)–Seitenansicht der Bruchfläche $\sigma_o = 72$ und 80 MPa; (c)–Bruchfläche, $\sigma_o = 72$ MPa; (d)–Bruchfläche, $\sigma_o = 100$ MPa; (e)–Grübchen auf der Bruchfläche, $\sigma_o = 72$ MPa; (f)–gebrochenes Primärsilizium, $\sigma_o = 100$ MPa; (g)–Schwingungsstreifen, $\sigma_o = 72$ MPa; (h), (i)–geschädigte Oberfläche in der Nähe der Bruchfront, $\sigma_o = 100$ MPa;

festigkeit dieser Legierungen bestimmt. Die Bruchflächen der veredelten Legierungen M-F und M-T6 weisen neben der Porosität keine signifikanten Unterschiede auf (Bild 4.43).

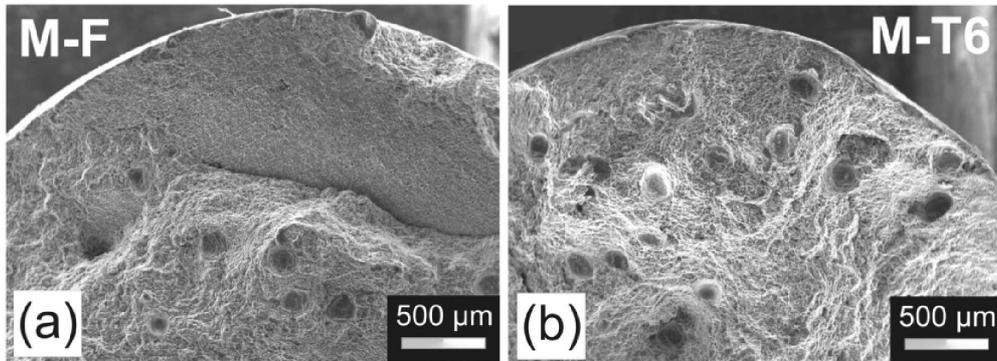


Bild 4.43 REM-Aufnahmen der Bruchfläche von Ermüdungsproben von der M-F-Legierung (a) und von der M-T6-Legierung (b) bei 300°C

Werkstoffmodelle bei Kriech- und Wechselbeanspruchung

5.1 Grundlagen der Elastizitätstheorie und Viskoplastizitätstheorie

Bei der klassischen phänomenologischen Beschreibung des Materialverhaltens metallischer Werkstoffe in der Kontinuumsmechanik bei Annahme kleiner Verzerrungen geht man davon aus, dass sich die Gesamtverzerrung $\boldsymbol{\varepsilon}$ sowie die Gesamtverzerrungsgeschwindigkeit $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ aus elastischen und inelastischen Anteilen zusammensetzen:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{el}} + \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{in}}, \quad (5.1)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{el}} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{in}}. \quad (5.2)$$

5.1.1 Elastizität

Linear elastisches Materialverhalten wird durch das Hookesche Gesetz beschrieben

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} \cdot \cdot \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{el}} = \mathbf{C} \cdot \cdot (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{in}}). \quad (5.3)$$

Man bezeichnet \mathbf{C} als Elastizitätstensor vierter Stufe. Wegen seiner Symmetrien reduziert sich die Anzahl unabhängiger Komponenten von 81 auf 21. Mit $\cdot \cdot$ wird das Skalarprodukt bezeichnet.

Löst man Gl. (5.3) nach den Verzerrungen auf, lautet das Elastizitätsgesetz [SG99, NA07]

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{el}} = \mathbf{M} \cdot \cdot \boldsymbol{\sigma}. \quad (5.4)$$

Dabei ist $\mathbf{M} = \mathbf{C}^{-1}$ der Nachgiebigkeitstensor mit Komponenten, für die die gleichen Symmetrieeigenschaften wie für den Tensor \mathbf{C} gelten.

Die Beziehung zwischen $\boldsymbol{\sigma}$ und $\boldsymbol{\epsilon}^{\text{el}}$ für einen isotropen Werkstoff lautet

$$\boldsymbol{\sigma} = 2\mu\boldsymbol{\epsilon}^{\text{el}} + \lambda (\text{Sp } \boldsymbol{\epsilon}^{\text{el}}) \mathbf{I}, \quad (5.5)$$

worin λ und μ die Laméschen Konstanten sowie \mathbf{I} der Einstensor sind. Die Spur eines Tensors zweiter Stufe ist definiert als $\text{Sp } \mathbf{A} = \mathbf{A} \cdot \mathbf{I} = A_{ii}$. Die Zusammenhänge der Laméschen Konstanten mit dem Elastizitätsmodul E , dem Schubmodul G , der Querkontraktionszahl ν (Poissonsche Konstante) und dem Kompressionsmodul K sind

$$\mu = G = \frac{E}{2(1+\nu)}, \quad \lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad K = \frac{E}{3(1-2\nu)}. \quad (5.6)$$

Löst man das Elastizitätsgesetz (5.5) nach den Verzerrungen auf, gilt

$$\boldsymbol{\epsilon}^{\text{el}} = \frac{1+\nu}{E} \boldsymbol{\sigma} + \frac{\nu}{E} (\text{Sp } \boldsymbol{\sigma}) \mathbf{I} \quad (5.7)$$

Erwärmt man ein spannungsfreies isotropes Material um die Temperaturdifferenz ΔT , führt dies zu thermischen Dehnungen $\boldsymbol{\epsilon}^{\text{th}}$, die in erster Näherung proportional zur Temperaturänderung sind:

$$\boldsymbol{\epsilon}^{\text{th}} = \alpha \Delta T \mathbf{I}, \quad \Delta T \equiv T - T_0 \quad (5.8)$$

Hier stellt α den thermischen Ausdehnungskoeffizienten dar. Falls das Material thermisch anisotrop ist, ist der Tensor der Wärmedehnungskoeffizienten \mathbf{k} statt des Ausdehnungskoeffizienten α in der Gl. (5.8) zu verwenden. ΔT ist eine Funktion der Temperatur und kann von den Koordinaten abhängen.

5.1.2 Viskoplastizität

Die Beschreibung des nichtelastischen Materialverhaltens basiert häufig auf der klassischen, dehnratunabhängigen Plastizitätstheorie. Das plastische Fließen erfolgt, wenn die Funktion $F(\boldsymbol{\sigma})$ die Fließspannung erreicht

$$F(\boldsymbol{\sigma}) = 0, \quad (5.9)$$

wobei $F(\boldsymbol{\sigma})$ eine homogene Funktion des Spannungstensors ist. Die erweiterte Form der Fließbedingung

$$F(\boldsymbol{\sigma}) \leq 0, \quad (5.10)$$

beschreibt danach die Menge aller zulässigen Spannungszustände.

Der Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ kann eindeutig wie folgt zerlegt werden

$$\boldsymbol{\sigma} = \sigma_m \mathbf{I} + \mathbf{s}, \quad \sigma_m = \frac{1}{3} \text{Sp } \boldsymbol{\sigma}. \quad (5.11)$$

Der Tensor $\sigma_m \mathbf{I}$ wird als Kugeltensor mit der mittleren (hydrostatischen) Spannung σ_m bezeichnet. Den Anteil \mathbf{s} bezeichnet man als deviatorischen Anteil (auch Spannungsdeviator).

Die Invarianten J_1, J_2, J_3 des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$, die unabhängig vom Koordinatensystem sind, kann man wie folgt angeben [Skr93, NA07]

$$\begin{aligned}
 J_1(\boldsymbol{\sigma}) &= \text{Sp } \boldsymbol{\sigma} = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}, \\
 J_2(\boldsymbol{\sigma}) &= \frac{1}{2} \left[(\text{Sp } \boldsymbol{\sigma})^2 - \text{Sp } \boldsymbol{\sigma}^2 \right] = \\
 &= -(\sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}\sigma_{33} + \sigma_{33}\sigma_{11}) + \sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2, \\
 J_3(\boldsymbol{\sigma}) &= \det \boldsymbol{\sigma} = \frac{1}{6} (\text{Sp } \boldsymbol{\sigma})^3 - \frac{1}{2} \text{Sp } \boldsymbol{\sigma} \text{Sp } \boldsymbol{\sigma}^2 + \frac{1}{3} \text{Sp } \boldsymbol{\sigma}^3 = \\
 &= \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{vmatrix}.
 \end{aligned} \tag{5.12}$$

Die Invarianten des Spannungsdeviators \mathbf{s} sind

$$\begin{aligned}
 J_1(\mathbf{s}) &= 0, \\
 J_2(\mathbf{s}) &= -\frac{1}{2} \text{Sp } \mathbf{s}^2 = -(\mathbf{s}_{11}\mathbf{s}_{22} + \mathbf{s}_{22}\mathbf{s}_{33} + \mathbf{s}_{33}\mathbf{s}_{11}) + \mathbf{s}_{12}^2 + \mathbf{s}_{23}^2 + \mathbf{s}_{31}^2 = \\
 &= \frac{1}{6} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 \right] + \sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2, \\
 J_3(\mathbf{s}) &= \det \mathbf{s} = \begin{vmatrix} \mathbf{s}_{11} & \mathbf{s}_{12} & \mathbf{s}_{13} \\ \mathbf{s}_{21} & \mathbf{s}_{22} & \mathbf{s}_{23} \\ \mathbf{s}_{31} & \mathbf{s}_{32} & \mathbf{s}_{33} \end{vmatrix}.
 \end{aligned} \tag{5.13}$$

Der Zusammenhang zwischen den Spannungen und den plastischen Dehnungsgeschwindigkeiten ist durch die Fließregel gegeben

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \tag{5.14}$$

wobei λ ein Lagrange-Multiplikator ist. Im Rahmen der Viskoplastizitätstheorie wird im Allgemeinen mit Hilfe des viskoplastischen Potentials $\Omega(F)$ die Normalenregel definiert

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} = \frac{\partial \Omega(F)}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{\partial \Omega(F)}{\partial F} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \dot{p} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}}. \tag{5.15}$$

Das Stoffgesetz in der Viskoplastizität muss den nachfolgenden Anforderungen genügen: Angabe eines viskoplastischen Potentials $\Omega(F)$ sowie von Evolutionsgleichungen der inneren Variablen q_j ($j = \overline{1, M}$).

Verfestigungsvorgänge in Metallen bei hohen Temperaturen lassen sich schematisch durch Evolutionsgleichungen der inneren Variablen der folgenden Form charakterisieren [Cha08]

$$\dot{q}_j = \underbrace{h_j(\dots)\dot{\epsilon}^{\text{in}}}_{\text{Verfestigung}} - \underbrace{r_j^D(\dots)q_j\dot{\epsilon}^{\text{in}}}_{\text{dynamische Erholung}} - \underbrace{r_j^S(\dots)q_j}_{\text{statische Erholung}} \quad (5.16)$$

Ein Beispiel eines viskoplastischen Potenzials ist von Chaboche in [LC90] formuliert

$$\Omega = \frac{D}{n+1} \left\langle \frac{\sigma_{\text{eq}} - R - k}{D} \right\rangle^{n+1}, \quad (5.17)$$

Dabei ist die äquivalente Spannung wie folgt definiert

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{3}{2} \text{Sp}(\mathbf{s} - \boldsymbol{\beta})^2}, \quad \mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} \text{Sp}\boldsymbol{\sigma} \mathbf{I}, \quad \boldsymbol{\beta} = \boldsymbol{\alpha} - \frac{1}{3} \text{Sp}\boldsymbol{\alpha} \mathbf{I}, \quad (5.18)$$

wobei $\boldsymbol{\beta}$ der deviatorische Anteil des Rückspannungstensors (back stress tensor) $\boldsymbol{\alpha}$ und \mathbf{s} der deviatorische Anteil des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$ sind. Die Variable R beschreibt die Vergrößerung der Fließfläche; D ist die (drag) Spannung zur Beschreibung isotroper Verfestigung [Ols95] und k ist die Fließspannung. In Gl. (5.17) haben die Klammern folgende Bedeutung

$$\langle x \rangle = \frac{x + |x|}{2}, \quad (5.19)$$

d.h. das Argument wird nur für positive Werte ausgewertet.

Im zeitabhängigen Chaboche-Modell wird die viskoplastische Verfestigung bezüglich des skalaren plastischen Parameters p formuliert

$$\dot{p} = \left\langle \frac{\sigma_{\text{eq}} - R - k}{D} \right\rangle^n, \quad (5.20)$$

und viskoplastische (geschwindigkeitsabhängige) Verformungen werden von der viskosen Spannung σ_v gespeist [Ols95]

$$\sigma_v = \sigma_{\text{eq}} - R - k = D\dot{p}^{1/n}. \quad (5.21)$$

Die Richtung der inelastischen Verzerrungsinkremente ist durch die Gleichung $(\mathbf{s} - \boldsymbol{\beta})/\sigma_{\text{eq}}$ gekennzeichnet. Die am häufigsten verwendete Entwicklungsgleichung für R ist [LC90]

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p}, \quad (5.22)$$

wobei Q und b Materialparameter sind.

Bei zyklischen Beanspruchungen ist die deformationsinduzierte Anisotropie des Materials im Allgemeinen nicht mehr zu vernachlässigen. Die klassischen Gesetze für kinematische Verfestigung sind durch einen Zusammenhang zwischen dem Rückspannungsdeviator $\boldsymbol{\beta}$ und dem inelastischen Verzerrungstensor $\boldsymbol{\epsilon}^{\text{in}}$ charakterisiert [Cha08]:

- ✱ Prager (1949)

$$\dot{\boldsymbol{\beta}} = \frac{2}{3} C \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}}, \quad (5.23)$$

- ✱ Armstrong und Frederick (1966)

$$\dot{\boldsymbol{\beta}} = \frac{2}{3} C \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} - \gamma \boldsymbol{\beta} \dot{p}, \quad (5.24)$$

- ✱ Malinin und Khadjinski (1972)

$$\dot{\boldsymbol{\beta}} = \frac{2}{3} C \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} - \frac{g(\alpha_{\text{vM}})}{\alpha_{\text{vM}}} \boldsymbol{\beta}, \quad \text{z.B. } g(\alpha_{\text{vM}}) = c \alpha_{\text{vM}}^n, \quad (5.25)$$

- ✱ Chaboche (1989)

$$\boldsymbol{\beta} = \sum_{i=1}^l \boldsymbol{\beta}_i, \quad \dot{\boldsymbol{\beta}}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} - \gamma_i \boldsymbol{\beta}_i \dot{p}, \quad (5.26)$$

wobei C_i , γ_i , c und n Materialparameter sind. Die Terme \dot{p} und α_{vM} sind als

$$\alpha_{\text{vM}} = \sqrt{\frac{3}{2} \text{Sp } \boldsymbol{\beta}^2}, \quad \dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \text{Sp } (\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}})^2} \quad (5.27)$$

definiert.

Zur Zeit existieren zahlreiche Varianten und Modifikationen der Modelle von Armstrong-Frederick sowie von Chaboche zur Beschreibung anderer Phänomene bei zyklischer Belastung, wie z.B. zyklisches Kriechen (Ratcheting). Diese Modelle der kinematischen Verfestigung werden in den Arbeiten von Ohno & Wang [OW95] und Abdel-Karim & Ohno [AKO00] vorgeschlagen. Abdel-Karim gibt in [AK10] einen umfassenden Überblick über die Gesetze der kinematischen Verfestigung.

Um die Schädigungsprozesse im Werkstoff zu beschreiben, wird oftmals eine Schädigungsvariable ω in den konstitutiven Materialgleichungen eingeführt. Die kontinuums-mechanischen Konzepte zur Schädigungsvariablen sind im Abschnitt 3.3 angeführt. Im Allgemeinen sieht die Evolutionsgleichung der Schädigungsrate wie folgt aus

$$\dot{\omega} = g(\omega) h(\boldsymbol{\sigma}) \frac{\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{\text{eq}}}{\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma})}, \quad (5.28)$$

wobei $g(\omega)$, $h(\boldsymbol{\sigma})$ und $\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma})$ die Antwortfunktionen sind. Folgende Beispiele von Antwortfunktionen $g(\omega)$ sind aus der Literatur bekannt

- ✱ El-Magd und Shaker (1992) [EMCS91]

$$g(\omega) = \frac{1}{(1+k)(1-\omega)^k}, \quad (5.29)$$

- ✱ Lemaitre (1987) [LD05]

$$g(\omega) = \frac{M}{(1-\omega)^k}, \quad (5.30)$$

✿ Naumenko et al. (2010) [NAK10]

$$g(\omega) = k\omega^{\frac{k-1}{k}}, \quad (5.31)$$

wobei k and M Werkstoffparameter sind. Die am häufigsten verwendete Funktion der Spannungen $h(\boldsymbol{\sigma})$ kann wie folgt beschrieben werden

$$h(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{\sigma_I + |\sigma_I|}{2\sigma_{vM}}, \quad \sigma_{vM} = \sqrt{\frac{3}{2}\text{Sp}(\mathbf{s})^2}, \quad (5.32)$$

wobei σ_I die erste maximale Hauptspannung und σ_{vM} die Vergleichsspannung nach von Mises sind.

Die Antwortfunktion $\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma})$ beschreibt meistens den Zusammenhang zwischen der Bruchdehnung im Kriechversuch und der Spannung. In [EMCS91] wurden die Werte der Kriechdehnung beim Bruch im einachsigen Kriechversuch der austenitischen Stähle X6CrNi1811 und X8CrNiMoNb16161, des ferritischen Chromstahls des Typs X22CrMoV121 sowie von Reinaluminium Al 99,98 als diese Funktion gewählt, d.h. $\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma}) = \varepsilon_B$. Naumenko et al. [NAK10] verwenden die folgende Funktion beim einachsigen Kriechversuch der Stähle X20CrMoV12-1 und X22CrMoV12-1

$$\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma}) = \varepsilon_{br} + \frac{a_\varepsilon}{1 + b_\varepsilon \exp\left(-\frac{|\sigma_I|}{c_\varepsilon}\right)}, \quad (5.33)$$

wobei ε_{br} , a_ε , b_ε und c_ε die Parameter sind.

Lemaitre [LD05] schlägt die folgende Funktion in seinem Schädigungsmodell vor

$$\varepsilon_*(\boldsymbol{\sigma}) = (\sigma_{vM} R_V)^{-k}, \quad R_V = \frac{2}{3}(1 + \nu) + 3(1 - 2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{vM}}\right)^2, \quad (5.34)$$

wobei k ein Parameter des Werkstoffs ist. R_V ist eine Funktion des Spannungszustands, die bei einachsiger Beanspruchung gleich 1 ist.

Kowalewski et al. stellen in [KHD94] fest, dass eine einzelne Schädigungsvariable nicht für die Modellierung des Kriechverhaltens wärmebehandelter Aluminiumlegierungen genügt. Um die Prozesse der Alterung zu charakterisieren, wurde eine zusätzliche Variable ϕ vorgeschlagen. Diese Variable hängt nur von der Zeit ab. Die Evolutionsgleichung der Variablen kann wie folgt formuliert werden

$$\dot{\phi} = \frac{K_C}{3}(1 - \Phi)^4, \quad (5.35)$$

wobei K_C ein Parameter ist.

5.2 Konstitutivgesetz für Aluminiumgusslegierungen

Die im Kapitel 4 beschriebenen Zug-, Kriech- sowie Ermüdungsversuche dienen als experimentelle Grundlage zur Modellierung des Verhaltens der Aluminiumgussle-

gierungen. Wir beginnen mit der Zerlegung des Tensors der Gesamtverzerrungen in einen elastischen und einen inelastischen Anteil, wie es in den Gl. (5.1) und Gl. (5.2) vorgeschlagen wurde. Für den Tensor der elastischen Verzerrung gilt das Hookesche Gesetz, Gl. (5.3).

Die konstitutive Gleichung für die inelastischen Verzerrungen kann wie folgt formuliert werden

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} = \frac{3}{2} A \sinh \left\{ \frac{\sigma_{\text{eq}}}{\sigma_0(1-\omega)(1-\phi)} \right\} \frac{\mathbf{s} - \boldsymbol{\beta}}{\sigma_{\text{eq}}}, \quad (5.36)$$

wobei

$$\dot{\boldsymbol{\beta}} = B \left(\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}} - \dot{\epsilon}_{\text{eq}} \frac{\boldsymbol{\beta}}{\beta_*} \right), \quad (5.37)$$

$$\dot{\epsilon}_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{2}{3} \text{Sp}(\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\text{in}})^2}, \quad (5.38)$$

gilt und A , B , β_* sowie σ_0 Werkstoffparameter sind. Um die Alterungsvorgänge (beispielsweise die Vergrößerung der verfestigenden Phasen) zu berücksichtigen, wird die Zustandsvariable ϕ in die Gl. (5.36) eingeführt. Die entsprechende Evolutionsgleichung wird wie folgt postuliert

$$\dot{\phi} = K_c (C_{\text{sat}} - \phi), \quad (5.39)$$

wobei K_c und C_{sat} Parameter des Werkstoffs sind. Die Wahl der Evolutionsgleichung für ϕ ist auf den experimentellen Beziehungen zwischen der Zeit und den mechanischen Eigenschaften der Legierung, die bei verschiedenen Temperaturen gealtert wurde, aufgebaut. Die Lösung der Differenzialgleichung (5.40) ergibt eine Exponentialfunktion

$$\phi = C_{\text{sat}} [1 - \exp(-K_c t)], \quad (5.40)$$

wobei C_{sat} ein Sättigungswert und K_c die dimensionslose Sättigungsgeschwindigkeit sind. Gleichung (5.37) ergibt im einachsigen Fall nach einer Integration ebenfalls eine Exponentialfunktion. Dabei ist β_* der Sättigungswert des kinematischen Anteils und (B/β_*) die Sättigungsgeschwindigkeit.

Die Schädigungsmechanismen in der Legierung sind größtenteils durch die spröden Si-Partikel sowie die spröden intermetallischen Phasen gekennzeichnet. Aus der Analyse der Bruchfläche folgt, dass der Bruchprozess in den Proben vom Koagulieren der Hohlräume und der Grübchenbildung in der Matrix um die gebrochenen harten Partikel begleitet wird. Diese Schädigungsvorgänge im Gefüge werden mittels der Schädigungsvariablen ω im Modell berücksichtigt. Für die Modellierung der Kriechkurven sind drei Formen der Antwortfunktion $g(\omega)$, die durch die Gleichungen (5.29), (5.30) und (5.31) gegeben sind, angewendet worden. Als Funktion der Spannung $h(\boldsymbol{\sigma})$

in der Formel der Schädigungsgeschwindigkeit wird Gl. (5.32) genommen. Für einachsige Beanspruchungen, die den durchgeführten Versuchen entsprechen, können die Gln. (5.36), (5.37) sowie (5.38) des Modells wie folgt umgeschrieben werden

$$\dot{\varepsilon}^{\text{in}} = A \sinh \left\{ \frac{|\sigma - \alpha|}{\sigma_0 (1 - \omega) (1 - \phi)} \right\} \text{sign}(\sigma - \alpha) \quad (5.41)$$

$$\dot{\alpha} = B \left(\dot{\varepsilon}^{\text{in}} - \frac{\alpha}{\alpha_{\text{sat}}} |\dot{\varepsilon}^{\text{in}}| \right), \quad (5.42)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}} = |\dot{\varepsilon}^{\text{in}}|, \quad (5.43)$$

Die Signumfunktion wird in der Gl. (5.41) wie folgt definiert:

$$\text{sign}(x) = \begin{cases} 1, & x > 0 \\ 0, & x = 0 \\ -1, & x < 0 \end{cases} \quad (5.44)$$

Gleichung (5.32) lautet für den einachsigen Spannungszustand

$$h(\sigma) = \frac{1}{2} \frac{\sigma + |\sigma|}{\sigma}. \quad (5.45)$$

Die Antwortfunktionen $g(\omega)$ und $\varepsilon_*(\sigma)$ nach Lemaitre [LD05] bei einachsiger Spannung erhalten die Form

$$g(\omega) = \frac{M}{(1 - \omega)^k}, \quad \varepsilon_*(\sigma) = \sigma^{-k}. \quad (5.46)$$

Die Ergebnisse der Kriechversuche (siehe Bild 4.21) deuten an, dass die Bruchdehnung mit einer zunehmenden Spannung abnimmt. Auf dieser Basis wird eine lineare Funktion des Evolutionsgesetzes für $\varepsilon_*(\sigma)$ gewählt

$$\varepsilon_*(\sigma) = a_1 |\sigma| + a_2. \quad (5.47)$$

5.3 Anwendung des Modells

Das im vorherigen Abschnitt beschriebene Modell soll im Folgenden auf Kriech- und Ermüdungsversuche angewendet werden. Die Werkstoffparameter wurden mittels Zug- und Kriechkurven kalibriert. Die Werte sind in den Tabellen 5.1 und 5.2 aufgeführt. Für die Bilder und Tabellen sind die folgenden Bezeichnungen für das Gesetz der Schädigungsakkumulation eingefügt worden:

El-Magd et al. \iff Gleichungen (5.29) und (5.47);

Lemaitre \iff Gleichungen (5.30) und (5.46);

Naumenko et al. \iff Gleichungen (5.31) und (5.47).

Die Bilder 5.1 – 5.13 veranschaulichen den Vergleich zwischen den experimentellen Kriechkurven und den Modellvorhersagen. Zusätzlich sind Kriechgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von der Kriechdehnung in den Bildern 5.2 – 5.14 dargestellt.

Tabelle 5.1 Werte der Modellparameter für die inelastische Dehnungsgeschwindigkeit sowie Rückspannung und Alterungsvariablen

Temperatur	A	σ_0	B	α_{sat}	C_{sat}	K_c
[°C]	[h ⁻¹]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[h ⁻¹]	—
250	$4,88723 \cdot 10^{-7}$	11,6	109000	39	0,0912	0,668
300	$1,06842 \cdot 10^{-4}$	12,6	47000	30	0,1443	0,7219

Tabelle 5.2 Werte der Modellparameter für die drei Evolutionsgleichungen der Schädigungsakkumulation

Temperatur [°C]	Parameter	Evolutionsgleichung		
		El-Magd et al.	Lemaitre	Naumenko et al.
250	M , [MPa ^{-k} /h]	—	$3,8928 \cdot 10^{-5}$	—
	k , [-]	3,28468	2,32944	5,65694
	a_1 , [MPa ⁻¹]	$-1,32846 \cdot 10^{-4}$	—	$-5,55475 \cdot 10^{-4}$
	a_2 , [-]	0,0905838	—	0,111606
300	M , [MPa ^{-k} /h]	—	$7,299 \cdot 10^{-4}$	—
	k , [-]	2,09247	2,11484	1,69101
	a_1 , [MPa ⁻¹]	$-5,88808 \cdot 10^{-4}$	—	$-9,05 \cdot 10^{-4}$
	a_2 , [-]	0,0910705	—	0,13146

Aus den Bildern 5.1 und 5.2 kann man schlussfolgern, dass alle Modelle, d.h. das Modell nach El-Magd, das nach Lemaitre und das nach Naumenko et al., die Kurve des Kriechversuchs bei 250°C und einer Belastung 132 MPa ungenügend vorausagen. Dies betrifft insbesondere die Zeit bis zum Bruch, die zu konservativ ermittelt wird. Die experimentellen Ergebnisse bei 250°C und der angelegten Spannung 150 MPa (Bilder 5.3, 5.4) sowie 165 MPa (Bilder 5.5, 5.6) können gut von den Modellen wiedergegeben werden. Insbesondere wird eine gute Übereinstimmung mit dem Wert der Bruchzeit sowie der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriech-

dehnung bei 250°C und der angelegten Spannung 150 MPa beobachtet. In diesem Fall liefern die Schädigungsgesetze von Lemaitre und Naumenko et al. die besten Ergebnisse. Der Kriechversuch bei 250°C und $\sigma = 165$ MPa wurde von der Evolutionsgleichung des Typs Naumenko et al. am besten beschrieben. Die Kriechkurve sowie die Kriechgeschwindigkeit-Kriechdehnungskurve des Versuchs bei 300°C und $\sigma = 50$ MPa beschreibt am besten das Gesetz von El-Magd et al. (Bilder 5.7 und 5.8). Aus den Bildern 5.9 und 5.10 kann man folgern, dass alle vorgestellten Gesetze der Akkumulation der Schädigung die Kurve des Kriechversuchs bei 300°C und der Belastung 72 MPa nicht beschreiben können. Dies ist auf den höheren Vorhersagewert der minimalen Kriechgeschwindigkeit bei der Spannung während der Approximation (s. Bild 4.25) zurückzuführen. Das Gesetz von Lemaitre zeigt die bessere Vorhersage für den Kriechversuch bei 300°C und der angelegten Spannung 80 MPa (s. Bilder 5.11, 5.12). Während die bessere Beschreibung der Kriechkurve bei 300°C und $\sigma = 100$ MPa mit dem Gesetz von El-Magd (s. Bild 5.13) möglich ist, werden die Daten der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung mit der Evolutionsgleichung nach Naumenko et al. besser (s. Bild 5.14) wiedergegeben.

Die Verifikation des konstitutiven Modells wird durch numerische Simulationen der kraftgesteuerten LCF-Versuche bei Temperaturen von 250°C und 300°C vorgenommen. Der Wert der minimalen Kriechgeschwindigkeit des Modells zusammen mit den experimentellen Werten sind in den Bildern 5.15 und 5.16 als Funktion der maximalen Spannung in einem Zyklus dargestellt. Aufgrund der großen Streuung der experimentellen Daten im Ermüdungsversuch ist es schwierig, die genauen Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit zu erzeugen. Die entsprechenden Streubänder sind in den Bildern gegeben. Die vorhergesagten Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit sind fast unempfindlich gegenüber der Belastungsfrequenz. Wie man in Bild 5.15 sehen kann, werden die Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit bei einer Temperatur 250°C vom Modell leicht überschätzt. Die vorhergesagten Werte bei 250°C mittels des Modells ohne Schädigungsevolutionen liegen innerhalb des Streubandes. Das Modell gibt die Werte der minimalen Kriechgeschwindigkeit bei 300°C gut wieder, selbst dann, wenn die Evolution der Schädigung nicht berücksichtigt wird (s. Bild 5.16). Aus den Bildern 5.17 und 5.18 man kann schlussfolgern, dass das Modell die Bruchschwingspielzahl bei 250°C mit beiden Belastungsfrequenzen gut voraussagt. Die berechneten Werte der Zyklenzahl bis zum Versagen bei 300°C und 0.1 Hz sind in zufriedenstellender Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen (s. Bild 5.20). Dagegen bildet das Modell die Werte der Lebensdauer für die untersuchte Legierung bei der Belastungsfrequenz von 1 Hz und einer Temperatur von 300°C konservativ ab (s. Bild 5.19).

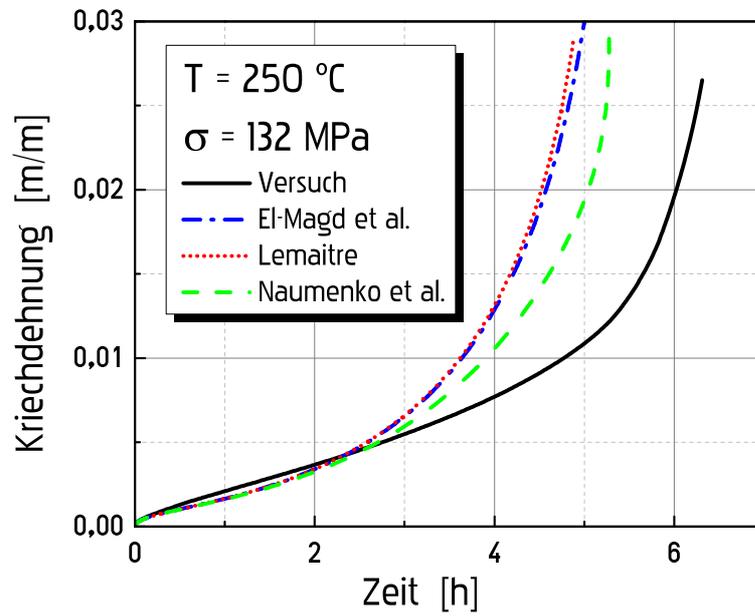


Bild 5.1 Kriechkurven bei 250°C und $\sigma = 132\text{ MPa}$

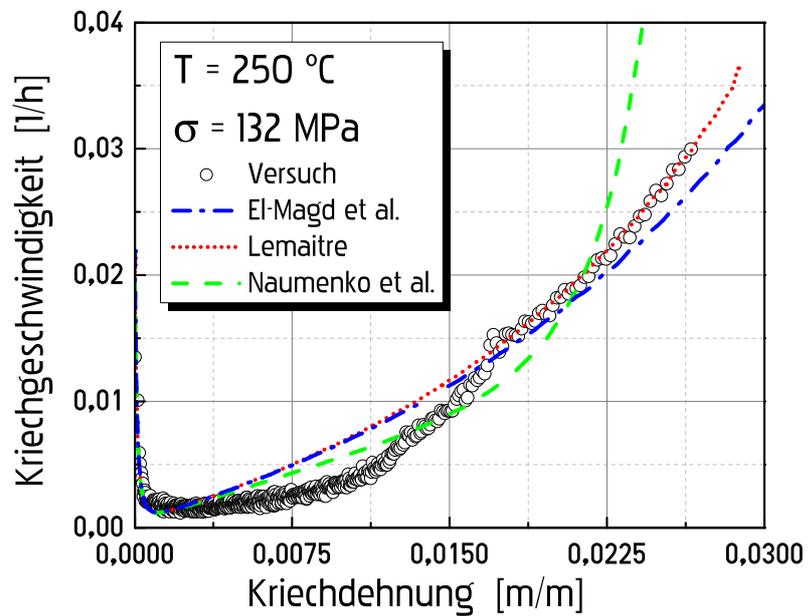


Bild 5.2 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 250°C und $\sigma = 132\text{ MPa}$

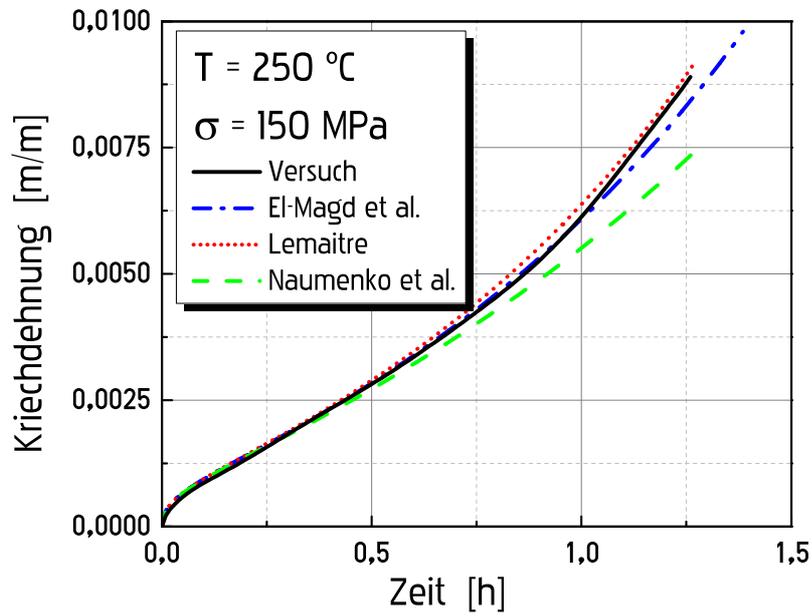


Bild 5.3 Kriechkurven bei 250°C und $\sigma = 150$ MPa

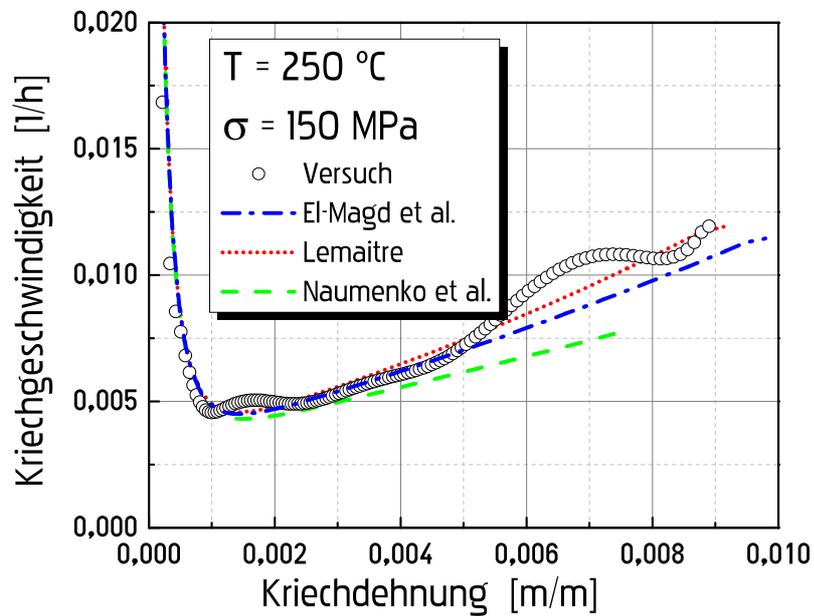


Bild 5.4 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 250°C und $\sigma = 150$ MPa

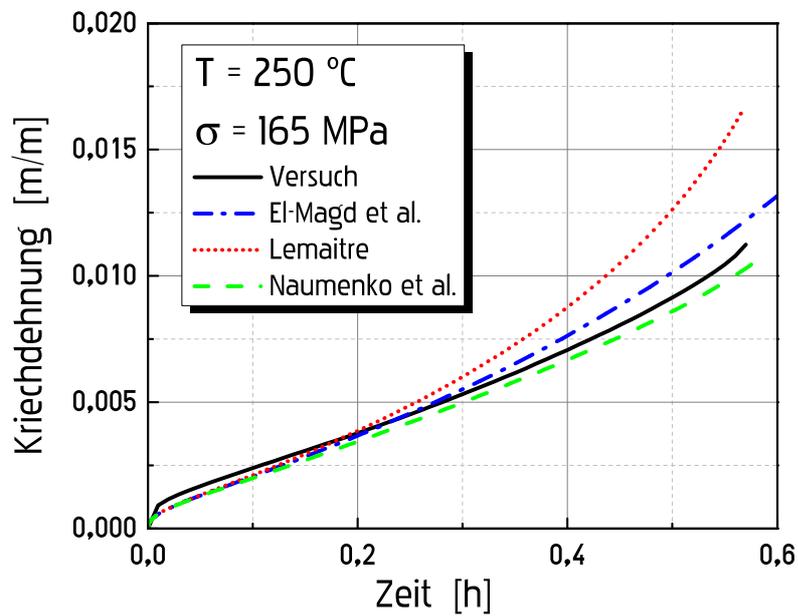


Bild 5.5 Kriechkurven bei 250°C und $\sigma = 165 \text{ MPa}$

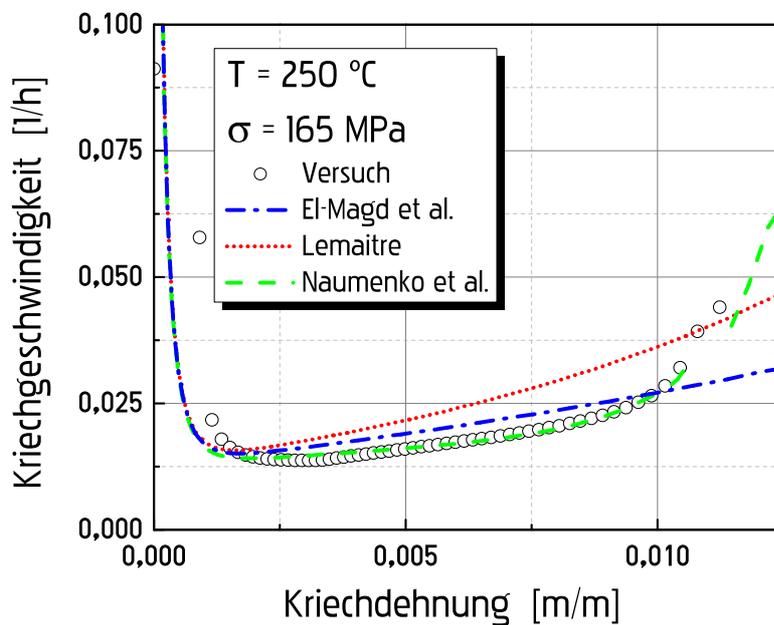


Bild 5.6 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 250°C und $\sigma = 165 \text{ MPa}$

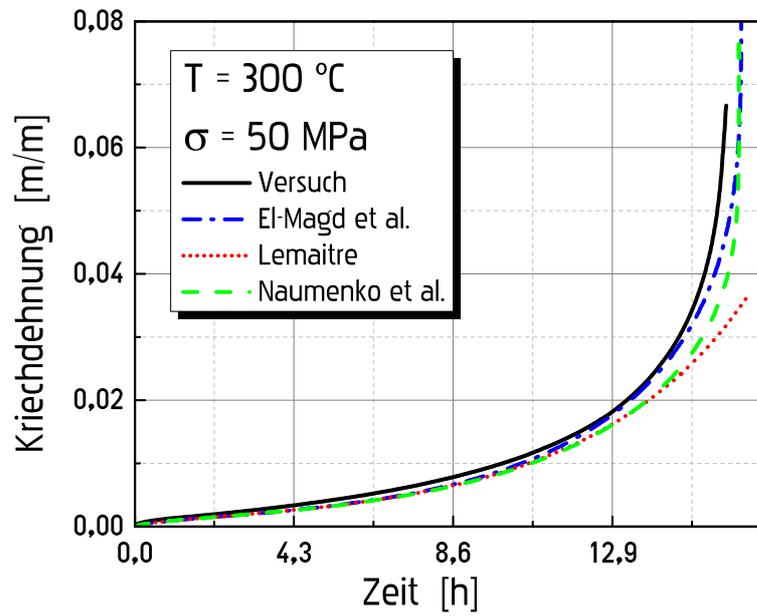


Bild 5.7 Kriechkurven bei 300°C und $\sigma = 50\text{ MPa}$

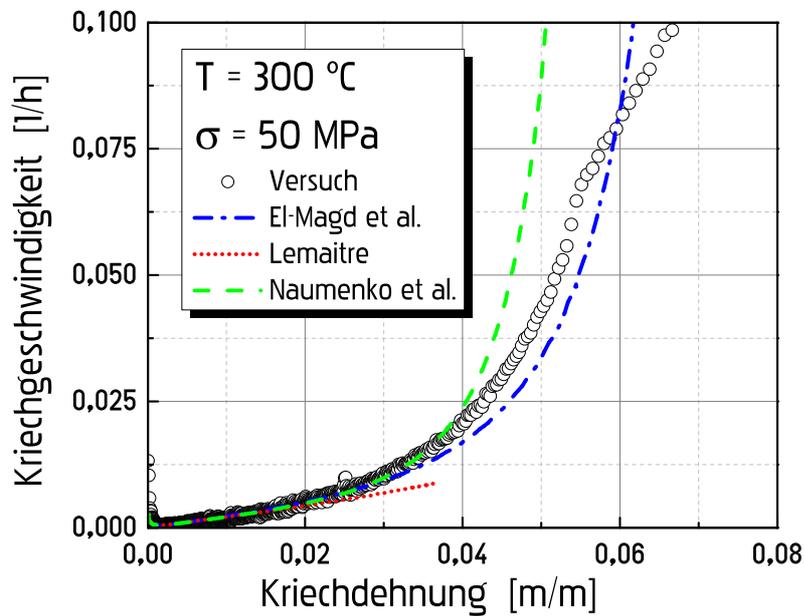


Bild 5.8 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 300°C und $\sigma = 50\text{ MPa}$

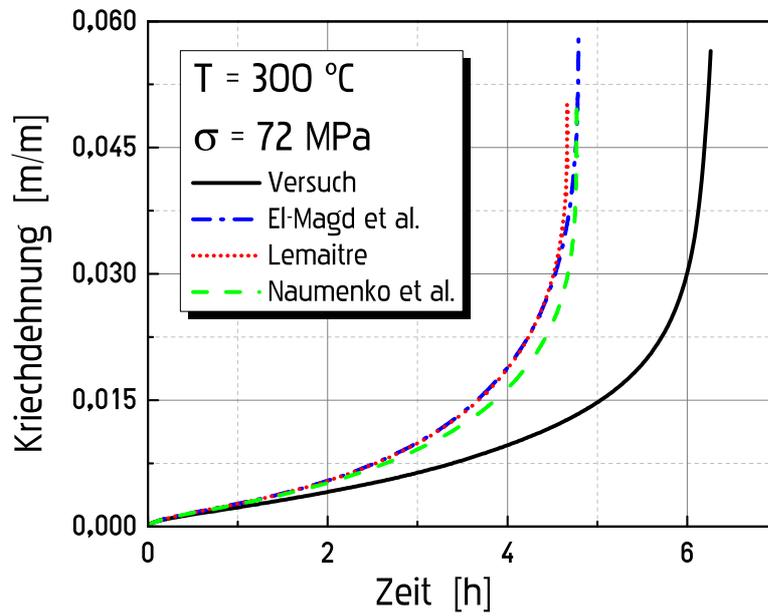


Bild 5.9 Kriechkurven bei 300°C und $\sigma = 72 \text{ MPa}$

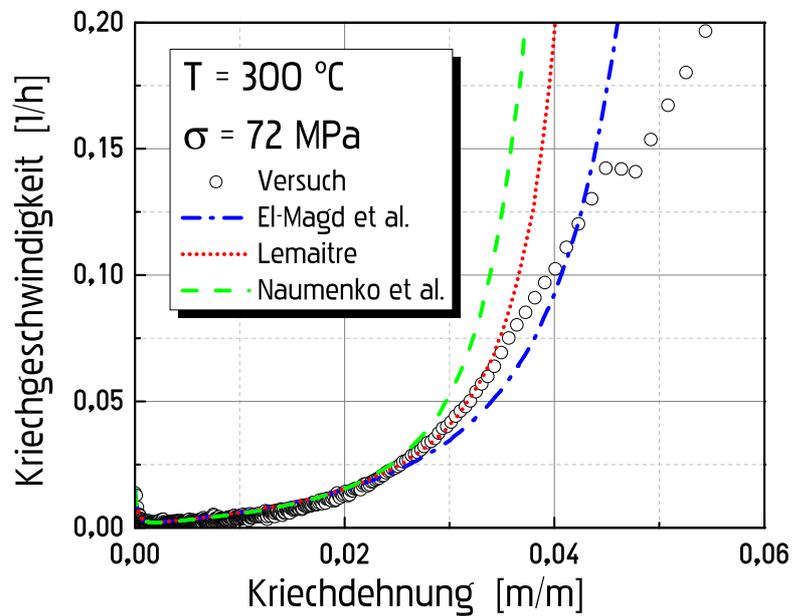


Bild 5.10 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 300°C und $\sigma = 72 \text{ MPa}$

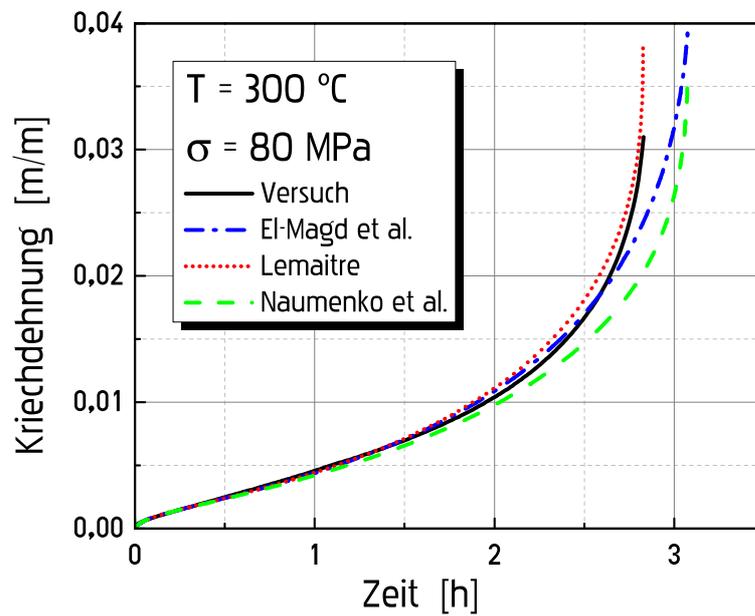


Bild 5.11 Kriechkurven bei 300°C und $\sigma = 80$ MPa

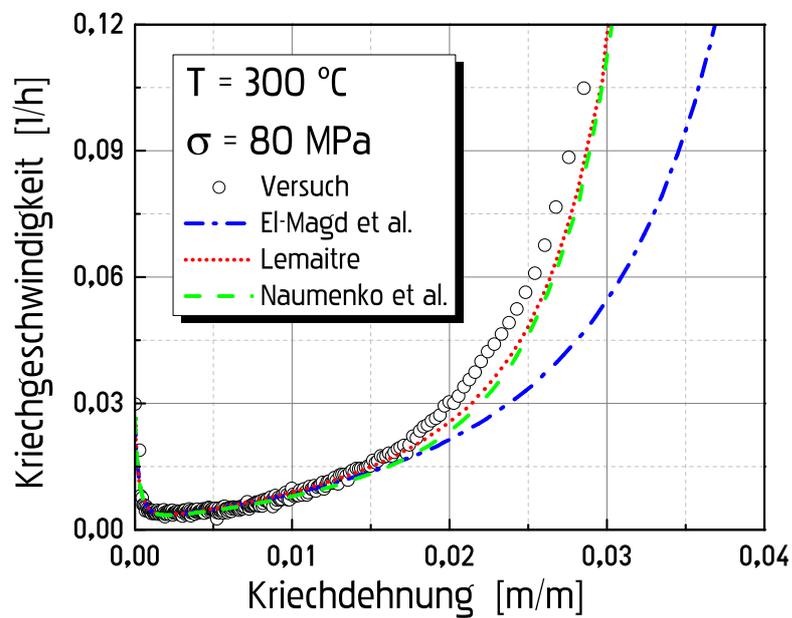


Bild 5.12 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 300°C und $\sigma = 80$ MPa

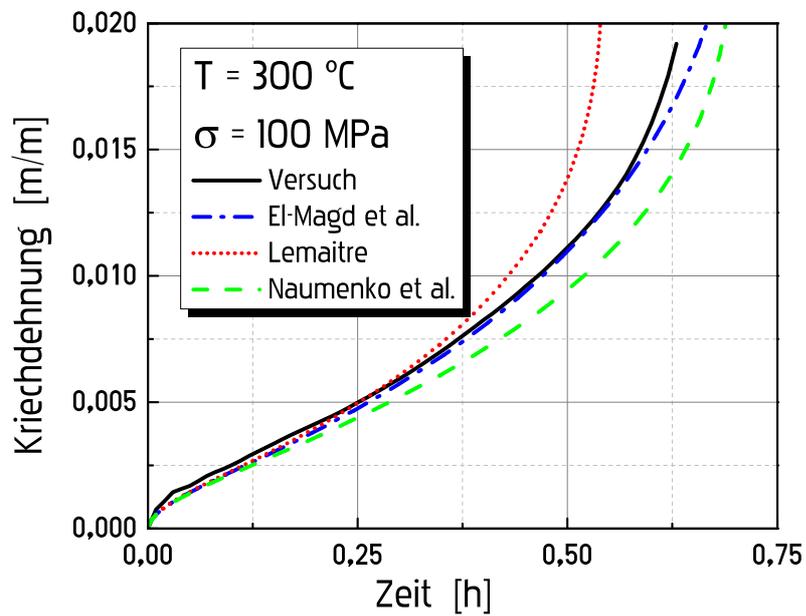


Bild 5.13 Kriechkurven bei 300 °C und $\sigma = 100\text{ MPa}$

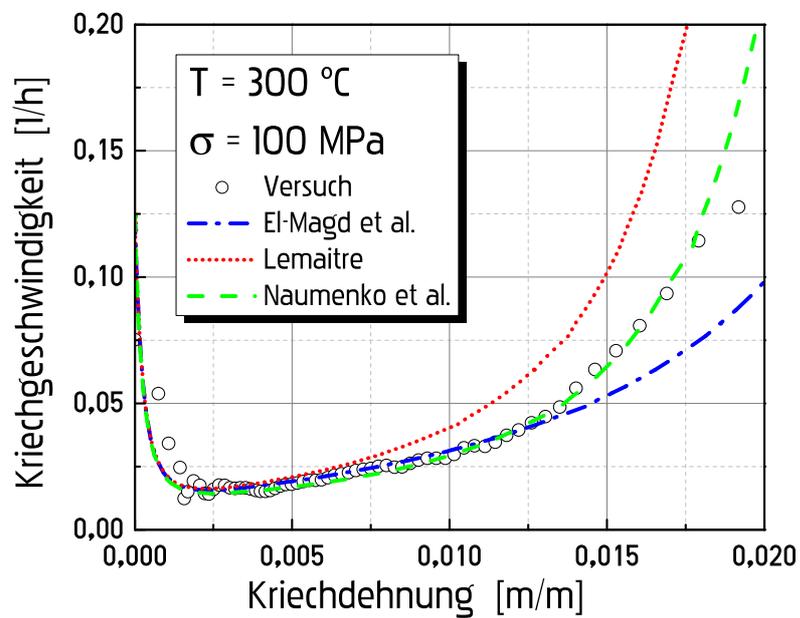


Bild 5.14 Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Kriechdehnung bei 300 °C und $\sigma = 100\text{ MPa}$

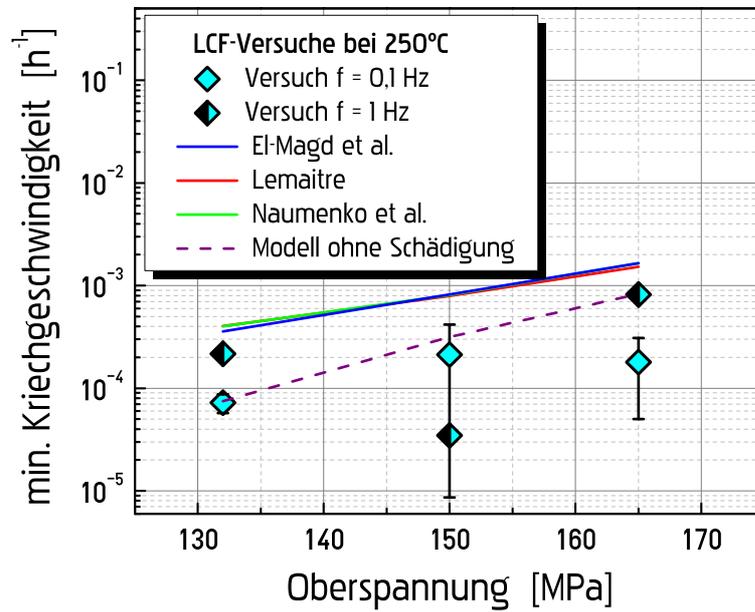


Bild 5.15 Minimale Kriechgeschwindigkeit im LCF-Versuch bei 250°C

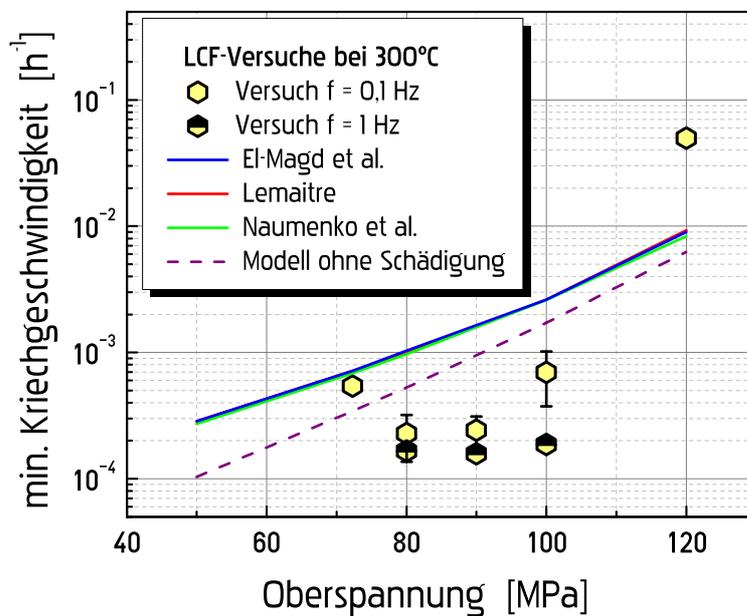


Bild 5.16 Minimale Kriechgeschwindigkeit im LCF-Versuch bei 300°C

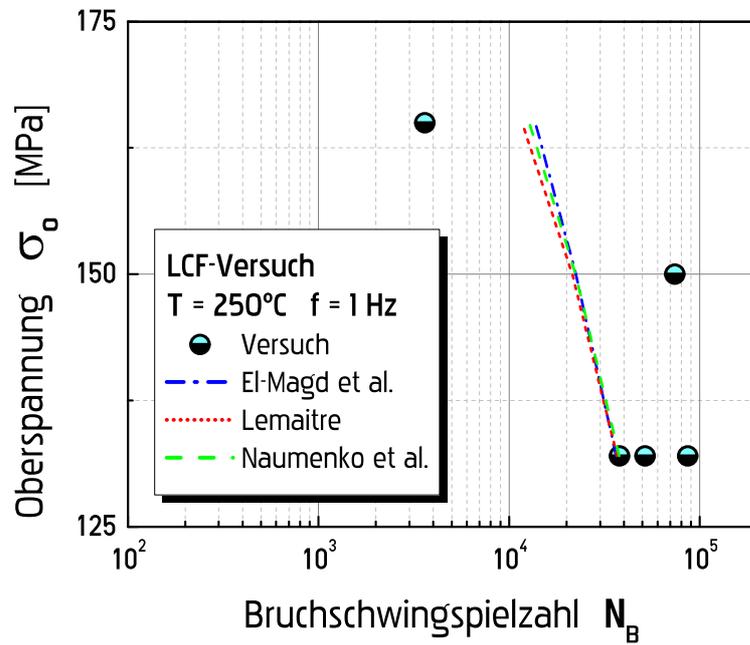


Bild 5.17 Experimentelle und vorhergesagte Lebensdauer bei 250°C und 1 Hz

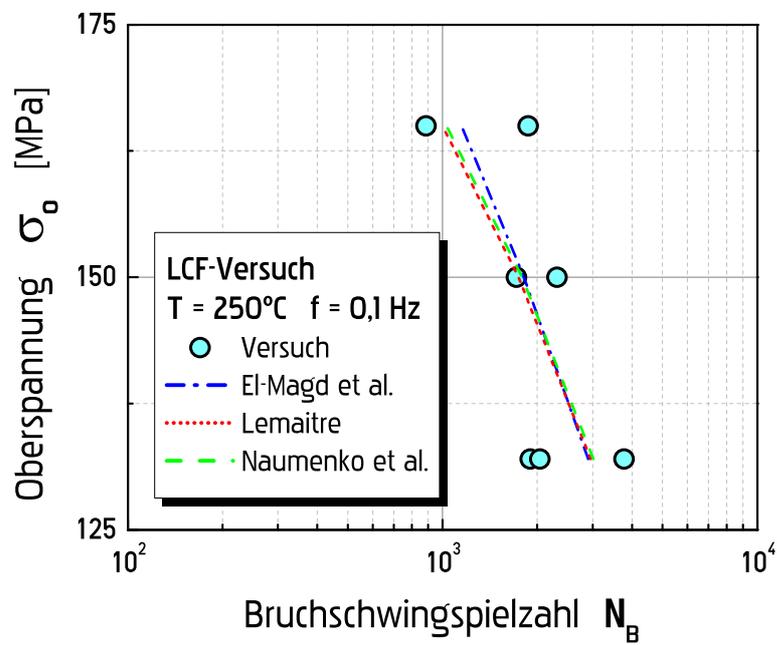


Bild 5.18 Experimentelle und vorhergesagte Lebensdauer bei 250°C und 0,1 Hz

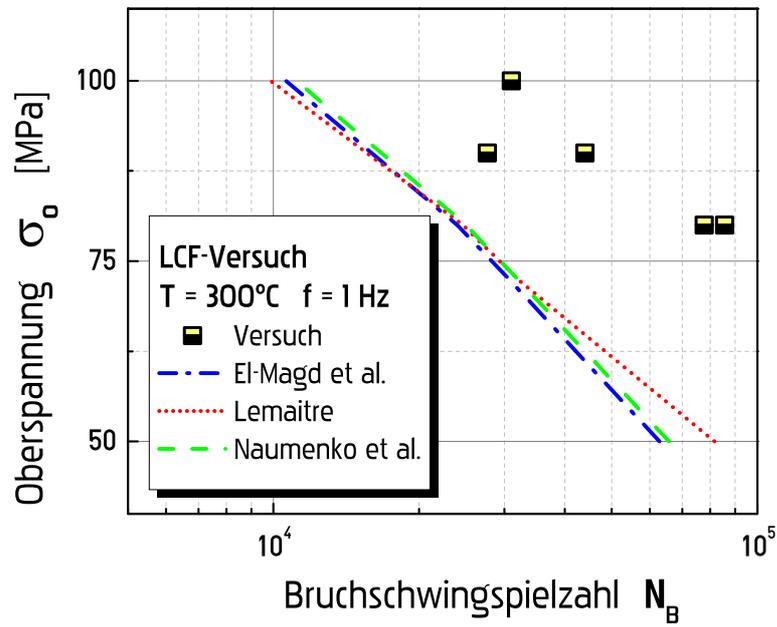


Bild 5.19 Experimentelle und vorhergesagte Lebensdauer bei 300°C und 1 Hz

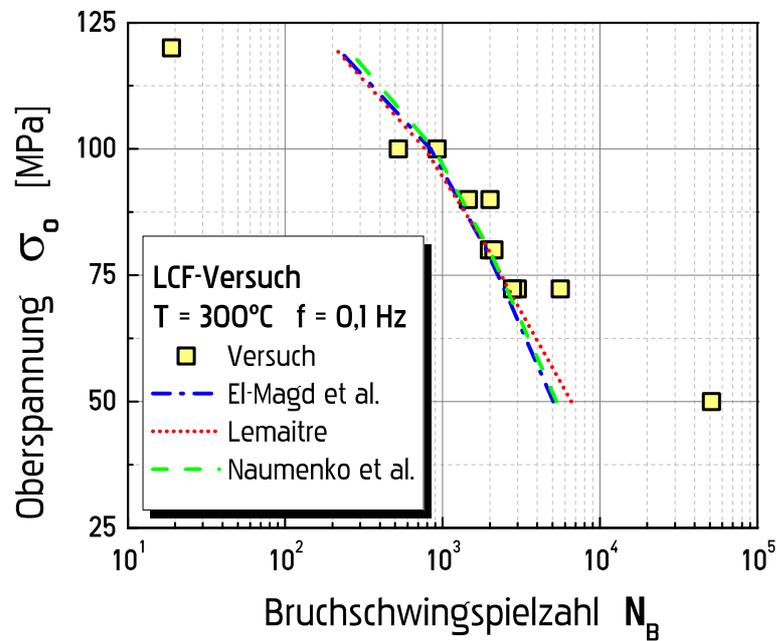


Bild 5.20 Experimentelle und vorhergesagte Lebensdauer bei 300°C und 0,1 Hz

5.4 Qualitative FEM-Berechnung des Legierungsgefüges

Um den Einfluss der harten Partikel, besonders der Morphologie des Siliziums, auf das Legierungsverhalten zu untersuchen, wurden Finite-Elemente-Berechnungen zur qualitativen Simulation der Aluminiumlegierung durchgeführt. Für die Berechnung wurden reale Aufnahmen von zwei unterschiedlichen Gefügen verwendet:

- ☼ unveredelte (P-gefeinte) Legierung (RT6)
- ☼ Sr-veredelte Legierung (MT6).

Die Vorbereitung der FEM-Modelle besteht aus folgenden Schritten (s. Bilder 5.21 und 5.22):

1. Bildverarbeitung mit Hilfe der freien Software ImageJ.
2. Verbesserung und Färbung der Bilder mit Hilfe des Programms CorelDraw, d.h. weiß → Al-Matrix, gelb → intermetallische Phase, blau → Si-Partikel
3. Import der Bilder in das freie Programm OOF2 und Durchführung der Finite-Elemente-Vernetzung.
4. Gruppierung der Elemente und Knoten mit dem nachfolgenden Export der Modelle wie INP-Files.
5. Import des INP-Files in die kommerzielle Software ABAQUS mit der nachfolgenden Extrusion zur Erstellung eines 3D-Modells.
6. Aufbringen der Randbedingungen.

Um die Typen der Si-Morphologie (körnig und veredelt) miteinander vergleichbar zu machen, wurde die Aufnahme des veredelten Gefüges MT6 extra bearbeitet (s. Bild 5.22), infolgedessen sich die Flächenanteile des Siliziums und der intermetallischen Phase von 13,5% auf 12% bzw. von 9,2% auf 2,6% reduzierten.

Zur Simulation wurde eine Vernetzung mit dem hexaedrischen Element C3D8 verwendet. Die Abmessungen des Modells entsprachen der physikalischen Abmessungen der Bilder, d.h. 0.295 mm × 0.236 mm. Die Anzahl der Elemente im RT6 Modell und im MT6 Modell waren 16034 bzw. 19662. Drei Gruppen von finite Elementen mit den Eigenschaften nach Tabelle 5.3 sind in den Modellen enthalten. Das Kriechgesetz nach Norton für Aluminium wurde in ABAQUS/Standard mit dem Unterprogramm UMAT implementiert. Die rein elastischen Eigenschaften für Silizium und Intermetallid wurden vorgegeben.

Die Ermittlung aller Werte erfolgte mittels eines PYTHON-Programmcodes, der eine Berechnung mit Ausgangsdaten ermöglicht. Die Mittelwerte der Dehnungen sowie der Spannungen des FEM-Modells wurden durch klassische Mittelungsprozesse bestimmt:

Tabelle 5.3 Verwendete Simulationsparameter der Werkstoffe für das FE-Programm ABAQUS

		Aluminium	Intermetallid	Silizium
Flächenanteil/Volumenanteil [%]	MT6	85,4	2,6	12
	RT6	85,7	2,3	12
Physikalische Eigenschaften	α [K ⁻¹]	$2,77 \cdot 10^{-5}$	$1,16 \cdot 10^{-5}$	$0,38 \cdot 10^{-5}$
Elastische Eigenschaften	E [GPa]	55	140	103
	ν	0,34	0,31	0,215
Inelastische Eigenschaften	$\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{cr}} = a\sigma_{\text{eq}}^n$	$a = 3,3 \cdot 10^{-7}$ [MPa ⁻ⁿ /h] $n = 5$	—	—

$$\bar{\sigma}_i = \frac{1}{V_i} \oint_{V_i} \sigma_i(\mathbf{x}) dV, \quad \bar{\epsilon}_i = \frac{1}{V_i} \oint_{V_i} \epsilon_i(\mathbf{x}) dV, \quad \sum V_i = V, \quad (5.48)$$

wobei i die Bestandteile (Phasen) des FEM-Modells bezeichnet, d.h. Aluminium, Intermetallid bzw. Silizium. \mathbf{x} ist die Position eines materiellen Punktes in der Phase. Die durchschnittliche Spannung $\bar{\sigma}$ und Dehnung $\bar{\epsilon}$ im Verbundwerkstoff wurden durch Integration der entsprechenden Spannungen und Dehnungen in jeder Phase innerhalb des eigenen Volumens gewonnen

$$\bar{\sigma} = \sum c_i \bar{\sigma}_i, \quad \sum \bar{\epsilon} = c_i \bar{\epsilon}_i, \quad c_i = \frac{V_i}{V} \quad (5.49)$$

wobei c_i für den Volumenanteil der Phase i steht. Man kann für das FEM-Modell das folgendermaßen umschreiben

$$\begin{aligned} \bar{\sigma} &= \frac{1}{V_{\Sigma}} (V_{\text{AL}} \bar{\sigma}_{\text{AL}} + V_{\text{IM}} \bar{\sigma}_{\text{IM}} + V_{\text{SI}} \bar{\sigma}_{\text{SI}}), \\ \bar{\epsilon} &= \frac{1}{V_{\Sigma}} (V_{\text{AL}} \bar{\epsilon}_{\text{AL}} + V_{\text{IM}} \bar{\epsilon}_{\text{IM}} + V_{\text{SI}} \bar{\epsilon}_{\text{SI}}), \end{aligned} \quad (5.50)$$

$$V_{\Sigma} = V_{\text{AL}} + V_{\text{IM}} + V_{\text{SI}},$$

wobei Indizes AL, IM und SI die Phasen des Aluminiums, des Intermetallids bzw. des Siliziums bezeichnen.

Während der Erwärmung der Aluminiumlegierung bilden sich Spannungen aus durch die unterschiedliche thermische Ausdehnung der harten Silizium-Phase sowie der intermetallischen Phasen und der Aluminiummatrix. Um diese Situation zu modellieren, wurde die Temperatur 300°C (573 K) in den Knoten der Modelle angelegt.

Die Ergebnisse der Modellierung der Werkstoffstruktur können in folgender Weise interpretiert werden. Die Aluminium-Matrix, die verstärkende Siliziumphase und

die intermetallischen Phasen haben unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten. Eine Änderung der Temperatur führt daher zu einem Missverhältnis der Verformungen zwischen ihnen. Wenn keine inelastischen Dehnungen vorliegen, sind die induzierten Spannungen proportional zur Änderung der Temperatur.

Im Werkstoff ist der Volumenanteil der Matrix-Phase in der Regel größer als der der Verstärkungskomponenten. Gibt es einen Temperaturgradienten, wird die thermische Dehnung durch $(\alpha_{\text{phase}} - \alpha_{\text{matrix}}) \Delta T = \Delta \alpha \Delta T$ berechnet, wobei ΔT die Amplitude der Temperatur ist, α_{Phase} und α_{Matrix} sind die Ausdehnungskoeffizienten der Verstärkungsphase und der Matrix ($\alpha_{\text{Phase}} < \alpha_{\text{Matrix}}$). Dies bedeutet, dass eine Abkühlung ($\Delta T < 0$) zu einer Druckspannung in der Verstärkungsphase bzw. zu einer Zugspannung in der Matrix führt. Umgekehrt löst eine Erwärmung ($\Delta T > 0$) die Druckspannung in der Matrix bzw. eine Zugspannung in der Verstärkungsphase aus. Dies bestätigen die Bilder 5.23 und 5.24, in denen die Werte der Spannungskomponente σ_{xx} für Aluminium negativ bzw. für das Intermetallid sowie das Silizium positiv sind. Da die Werte des Ausdehnungskoeffizienten in den FEM-Modellen wie $\alpha_{\text{Silizium}} < \alpha_{\text{Intermetallid}} < \alpha_{\text{Aluminium}}$ vorgegeben wurden, ist die thermische Dehnung im Aluminium am höchsten (s. Bilder 5.25 und 5.26). Im Bild 5.27 sind die gemittelten Werte der Vergleichsspannung nach von Mises in den Komponenten sowie in den Gesamtmodellen vom MT6- sowie RT6-Gefüge dargestellt. Die höchsten Werte der Vergleichsspannung nach von Mises treten im Silizium sowie im Intermetallid auf. Aus dem Diagramm kann man schlussfolgern, dass die Werte der Vergleichsspannung nach von Mises des Gesamtmodells in den beiden FEM-Modellen RT6 und MT6 fast gleich sind. Die höchste gemittelte Spannung nach von Mises im Silizium hatte das Gefüge mit einer primären Si-Morphologie.

Die Simulation des monotonen Kriechens erfolgte durch Vorgabe der Zugspannung von 10 MPa. Auf den beiden freien Flächen wurden Symmetriebedingungen vorgegeben. Das Aufbringen der Spannung erfolgte innerhalb von 6 Minuten. Die Simulationszeit betrug 3 Stunden. Die Verteilung der inelastischen Dehnung in Richtung der X-Achse ist in den Bildern 5.28 und 5.29 zu sehen. Die Phasen Intermetallid und Silizium wiesen keine inelastischen Dehnungen auf (in den Bildern weiß markiert), da sie nur elastische Werkstoffeigenschaften haben. Die gemittelten maximalen elastischen Dehnungen der Phasen Silizium und Intermetallid in beiden FEM-Modellen betragen $2,2 \cdot 10^{-4}$ [m/m]. Die gemittelten Werte der Komponente der Gesamtdehnung ε_{xx} in Richtung der X-Achse sind für Aluminium beispielhaft für zwei Mikrostrukturen im Bild 5.30 verglichen. Aus dem Bild kann man sehen, dass die Viskosität des MT6-Modells etwas niedriger als im RT6-Modell ist. Die Geschwindigkeit der Kriechdehnungen des Aluminiums in den zwei FEM-Modellen ist im Bild 5.31, in dem das Primärkriechen beobachtet werden kann, dargestellt.

Die Verteilung der Spannung σ_{xx} in Richtung der X-Achse ist in den Bildern 5.32 und 5.33 zu sehen. Die gemittelten Werte der Spannungskomponente σ_{xx} in Richtung der X-Achse sind für zwei unterschiedliche Mikrostrukturen im Bild 5.34 ange-

geben. Man kann den Prozess der Spannungsrelaxation in der Aluminium-Matrix deutlich sehen. Dies wird qualitativ durch Spannungsumlagerungen zwischen den Komponenten des Modells erklärt. Nach etwa 2 Stunden erreicht die Spannung einen konstanten Wert in den drei Phasen. Die maximalen Spannungen wurden im IM-Bestandteil des MT6-Modells beobachtet, wogegen die Si-Partikeln im RT6-Gefüge die maximalen Spannungen zeigten. Aus den Bildern kann man schlussfolgern, dass die Silizium- und die Intermetallid-Phasen die Rolle von Spannungskonzentratoren spielen.

Zusätzlich erfolgte die Modellierung des zyklischen Kriechens in zwei Strukturen. Die Zugschwellbelastung mit einem maximalen Wert von 10 MPa bei einer Frequenz von 4 Zyklen pro Stunde wurde im FEM-Modell vorgegeben. Die Simulationszeit betrug 5 Stunden. Hier wurden noch einmal die notwendigen Komponenten der Spannung sowie der Dehnung der Phasen ermittelt und als Funktionen der Zeit graphisch dargestellt. Die angegebenen Werte wurden zu den Zeitpunkten, in denen die äußere zyklische Spannung ein Maximum von 10 MPa erreicht, ermittelt. Die Werte der Komponente der Gesamtdehnung ε_{xx} sind für die Aluminium-Phase im Bild 5.35 dargestellt. Die Verformungsakkumulation des Al-Bestandteils vom RT6-Modell während der zyklischen Beanspruchung nimmt schneller zu als im MT6-Modell. Das Primärkriechen ist im Bild 5.36 angegeben. Der Vergleich der gemittelten Spannungskomponenten in den drei Phasen ist im Bild 5.37 zu sehen. Eine Spannungsumlagerung sowie die Spannungsrelaxation kann wieder beobachtet werden. Die maximalen Spannungen wurden in der intermetallischen Phase des MT6-Modells und in Si-Partikeln des RT6-Modells bestimmt.

Die Ergebnisse der Berechnung machen deutlich, dass die harten Partikel des Siliziums und der intermetallischen Phasen einen negativen Einfluss haben, da sie eine Spannungskonzentration in der Al-Matrix sowohl bei thermischer als auch bei mechanischer Beanspruchung verursachen. Aus dem Vergleich der zwei Modelle kann man schlussfolgern, dass das Modell mit dem Sr-veredelten Silizium geringere inelastische Verformungen im Vergleich zum Modell mit der körnigen Morphologie des Siliziums während der statischen und zyklischen Beanspruchungen aufweist. Dies steht im Widerspruch zum experimentellen Versuchsergebnis. Um das Missverhältnis im Weiteren zu vermeiden, muss man ein repräsentatives Volumenelement, das die richtige dreidimensionale Morphologie des Siliziums wiedergibt, für die Berechnung der Verzerrungen und Spannungen verwenden.

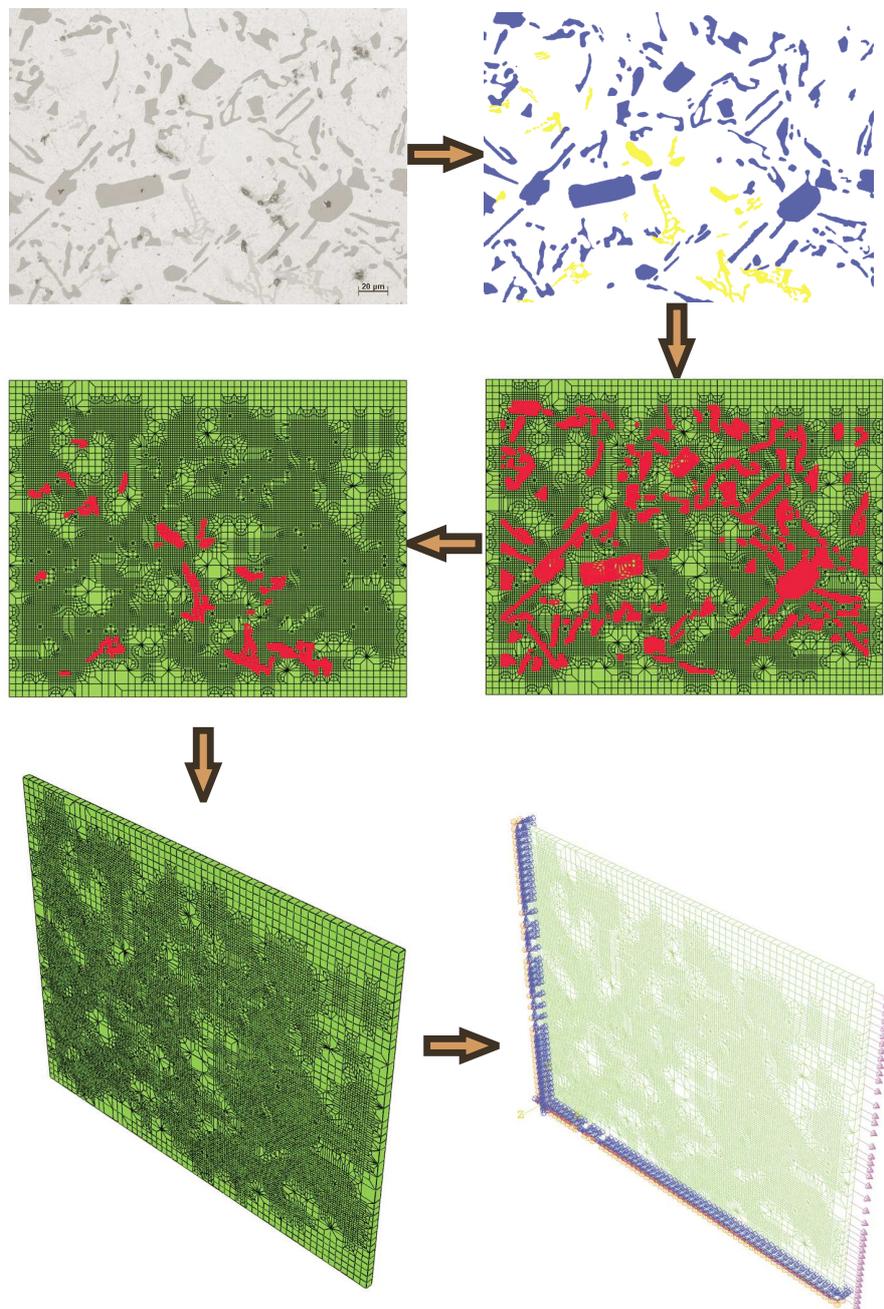


Bild 5.21 Erstellung eines FE-Modells aus dem RT6-Gefüge

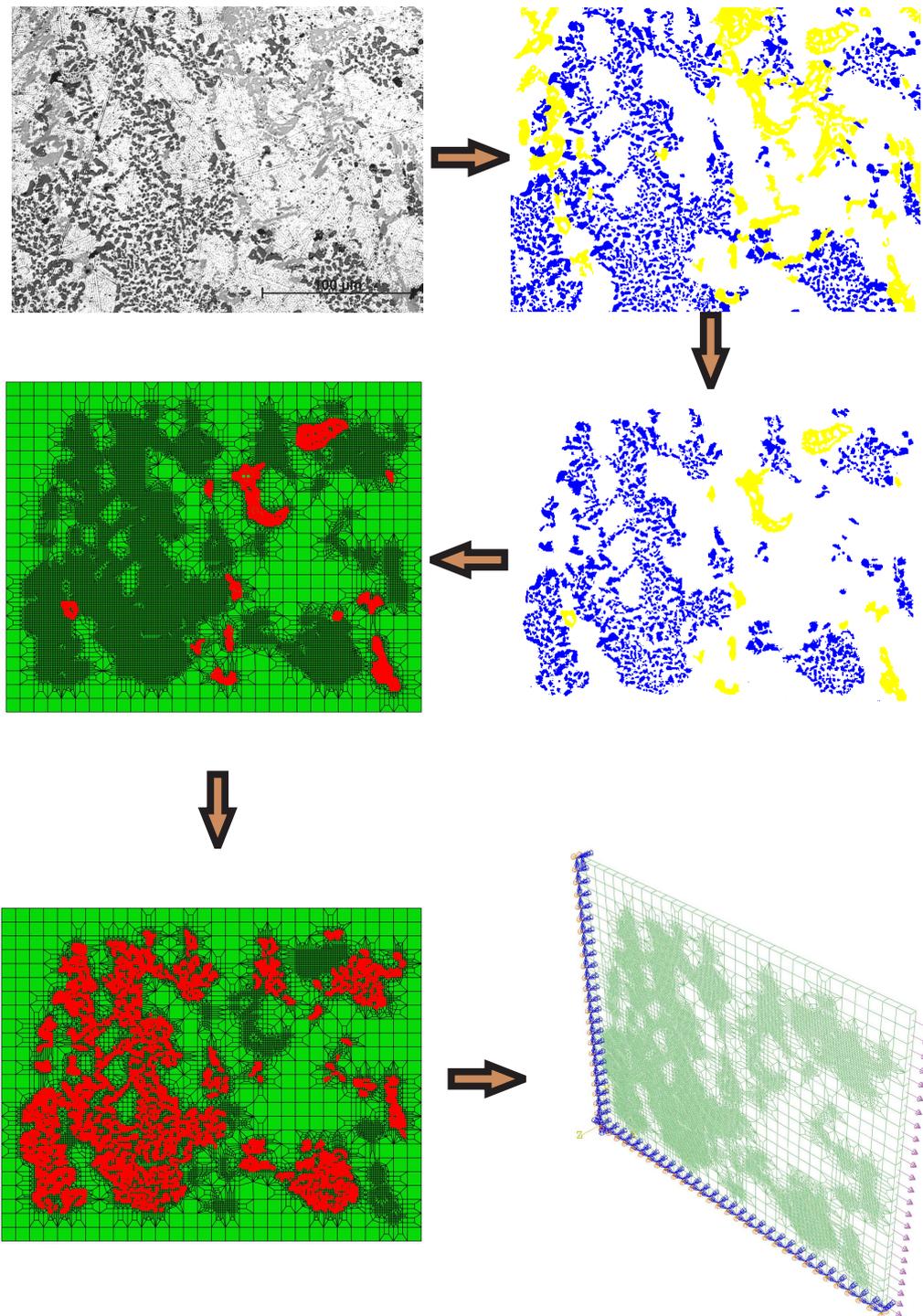


Bild 5.22 Erstellung eines FE-Modells aus dem MT6-Gefüge

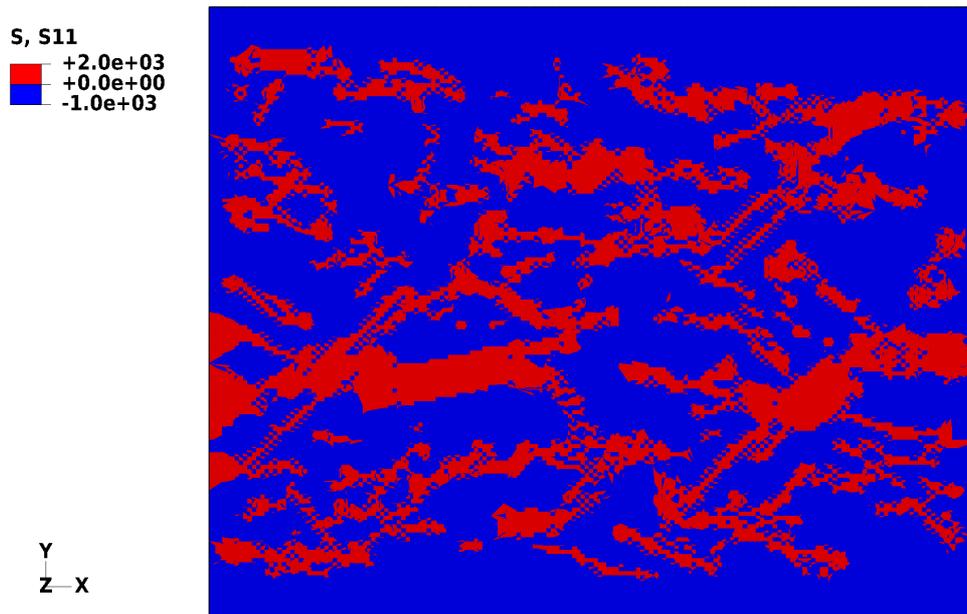


Bild 5.23 Verteilung der Spannungskomponenten σ_{xx} (S11) bei 300°C im RT6-Modell in Folge der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten. Blaue Farbe - negative Werte, rote Farbe - positive Werte

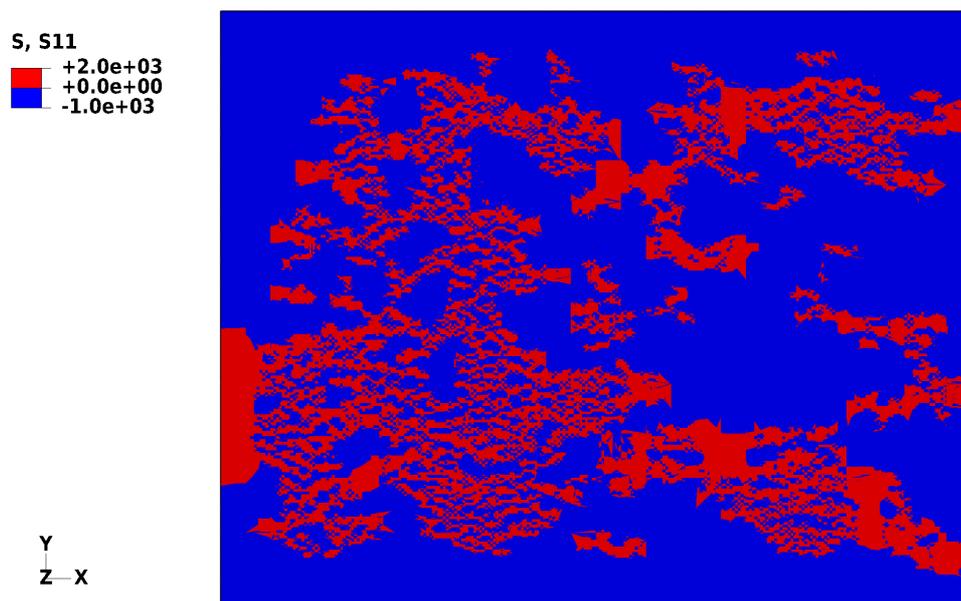


Bild 5.24 Verteilung der Spannungskomponenten σ_{xx} (S11) 300°C im MT6-Modell in Folge der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten. Blaue Farbe - negative Werte, rote Farbe - positive Werte

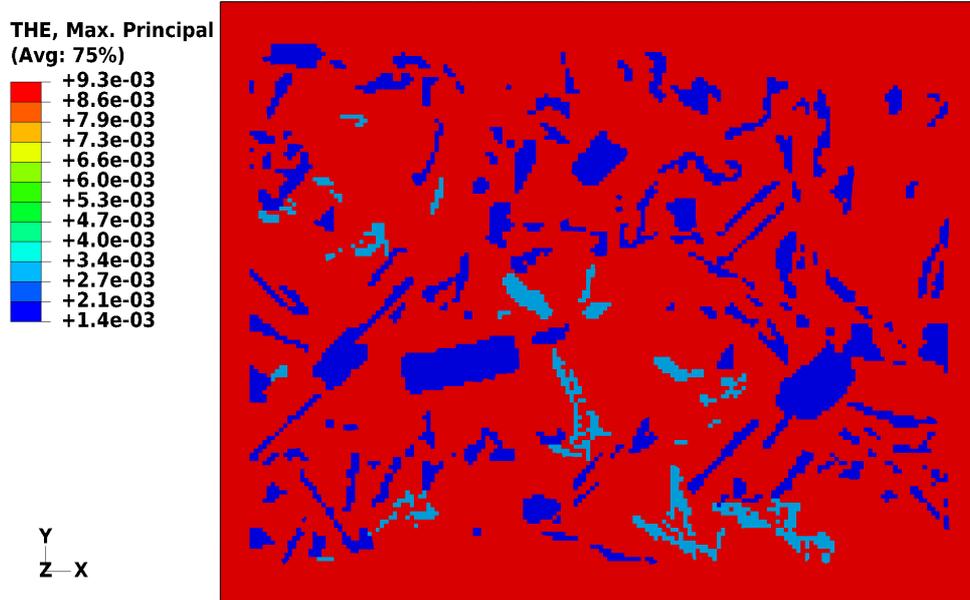


Bild 5.25 Verteilung der thermischen maximalen Hauptdehnung (THE, Max. Principal; [m/m]) im RT6-Modell

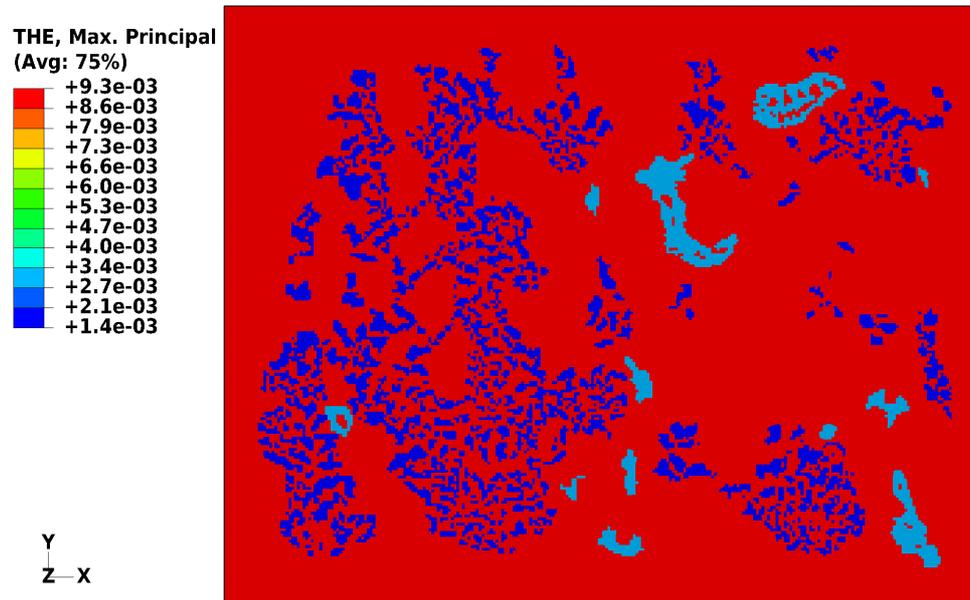


Bild 5.26 Verteilung der thermischen maximalen Hauptdehnung (THE, Max. Principal; [m/m]) im MT6-Modell

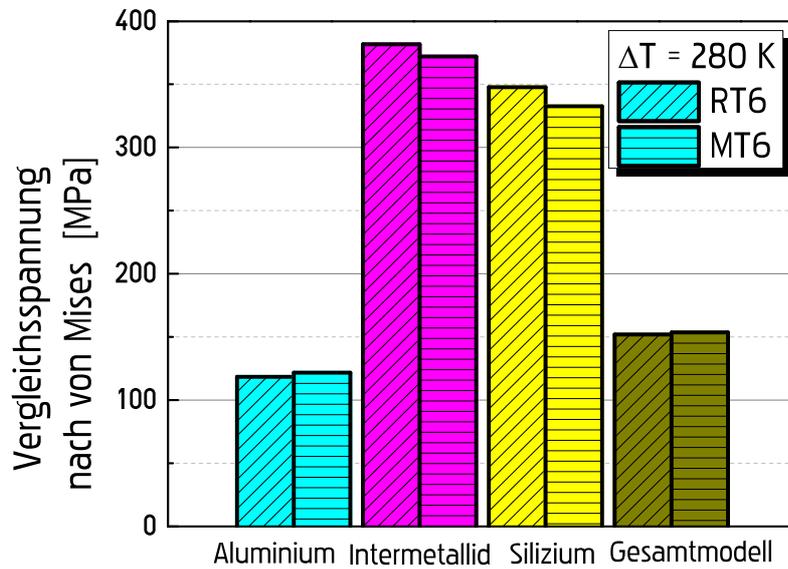


Bild 5.27 Gemittelte Werte der von Mises Vergleichsspannung in den Phasen sowie im Gesamtmodell des RT6- sowie MT6-Gefüges.

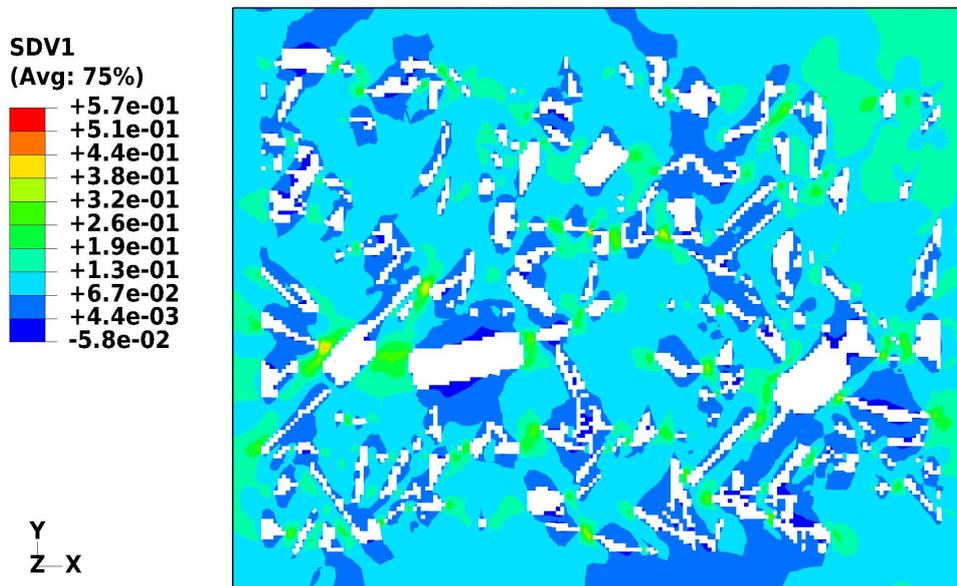


Bild 5.28 Verteilung der inelastischen Dehnung ϵ_{xx}^{in} (SDV1; [m/m]) im RT6-Modell bei statischem Kriechen

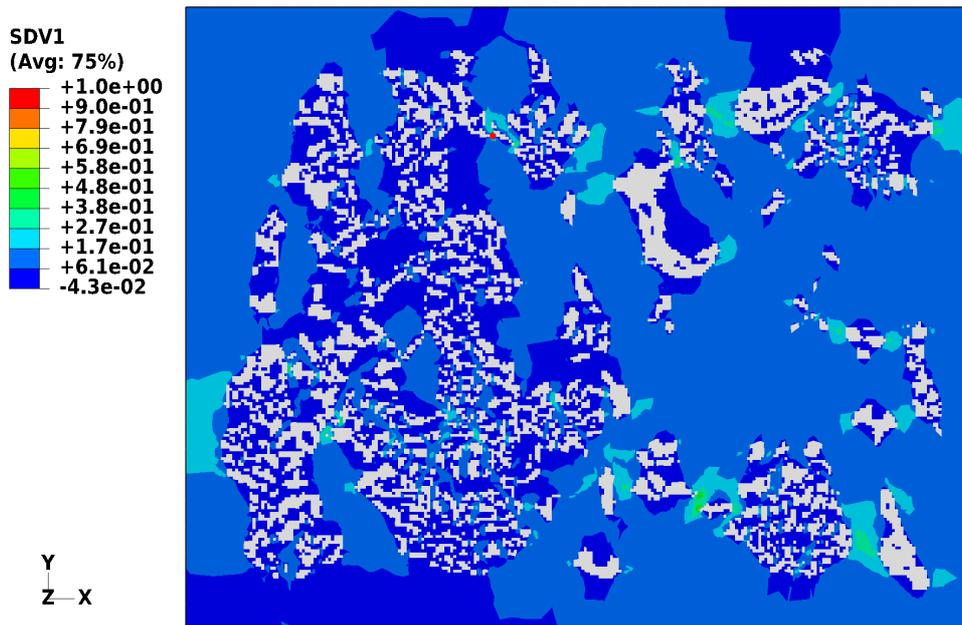


Bild 5.29 Verteilung der inelastischen Dehnung $\epsilon_{xx}^{\text{in}}$ (SDV1; [m/m]) im MT6-Modell bei statischem Kriechen

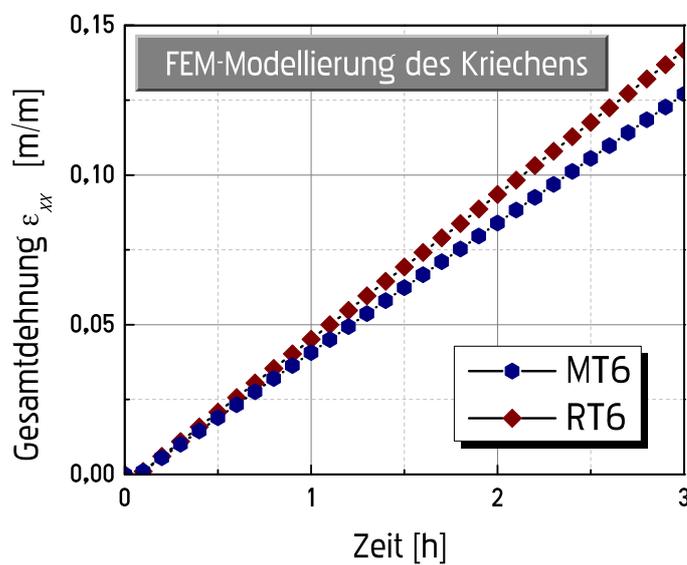


Bild 5.30 FEM-Simulation des statischen Kriechens. Gemittelte Werte der Gesamtdehnung ϵ_{xx} im Aluminium des RT6- sowie MT6-Gefüges

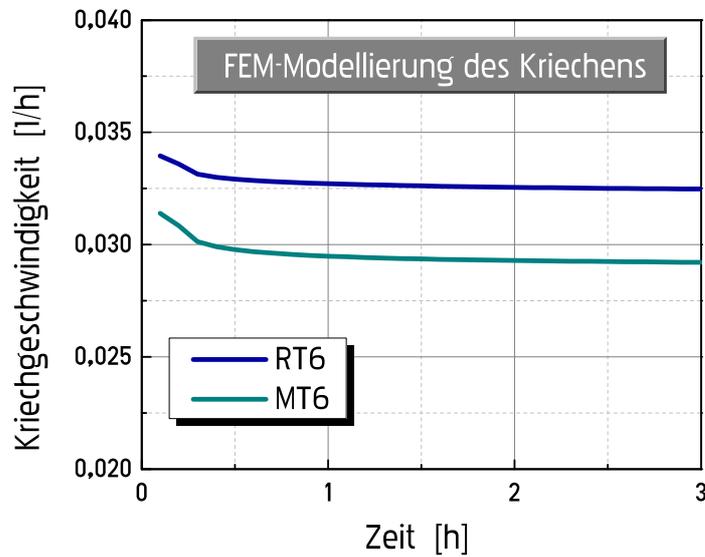


Bild 5.31 FEM-Simulation des statischen Kriechens. Kriechgeschwindigkeit der inelastischen Dehnung $\epsilon_{xx}^{\text{in}}$ im Aluminium des RT6- sowie MT6-Gefüges

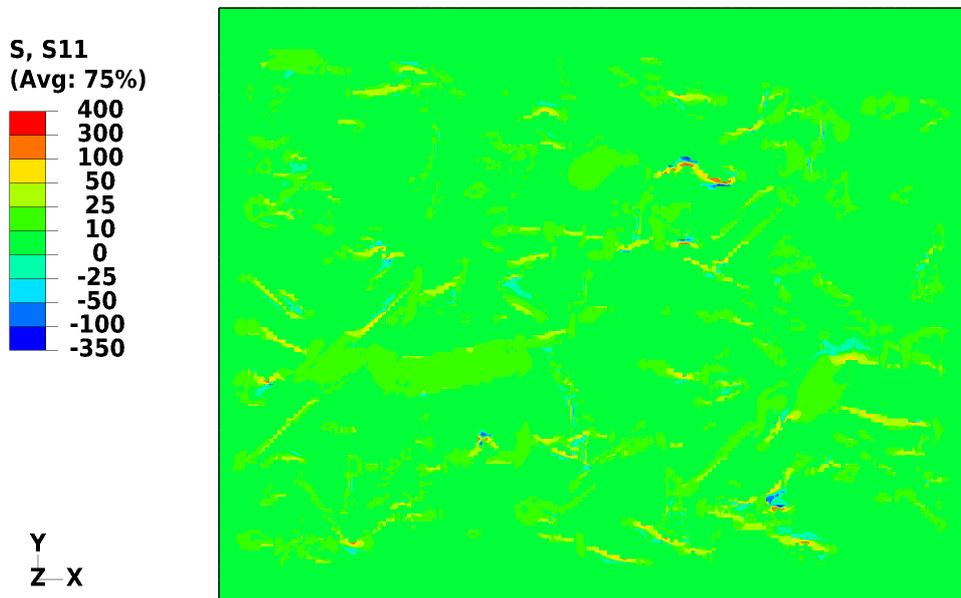


Bild 5.32 Verteilung der Spannung σ_{xx} (S, S11; [MPa]) im RT6-Modell bei statischem Kriechen

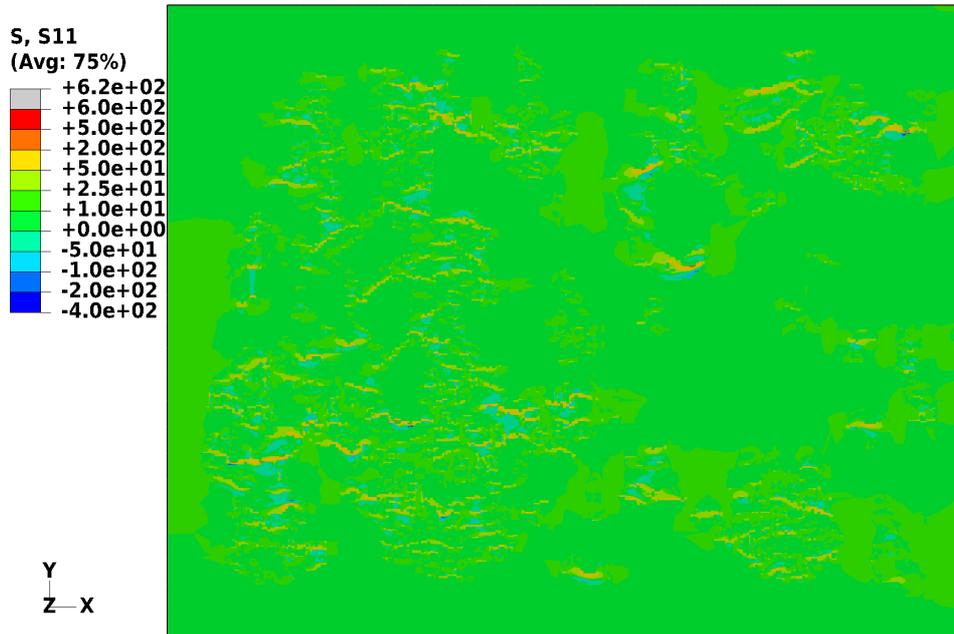


Bild 5.33 Verteilung der Spannung σ_{xx} (S, S11; [MPa]) im MT6-Modell bei statischem Kriechen

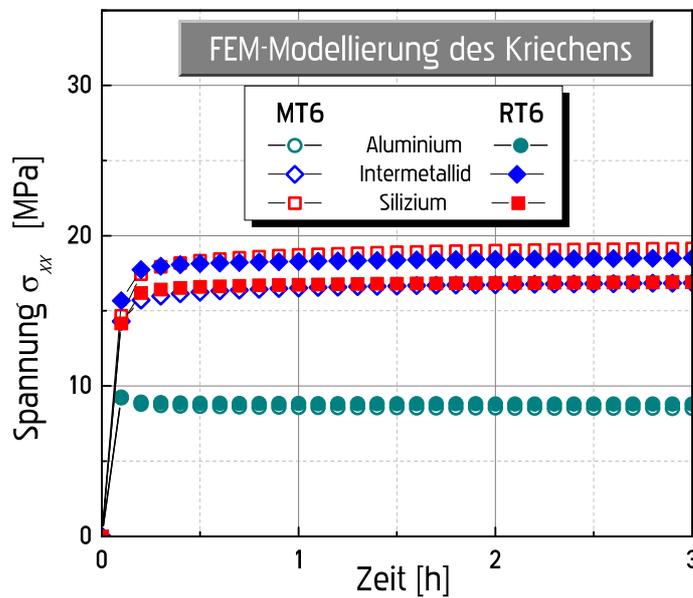


Bild 5.34 FEM-Simulation des statischen Kriechens. Gemittelte Werte der Spannung σ_{xx} in den Komponenten des RT6- sowie MT6-Gefüges

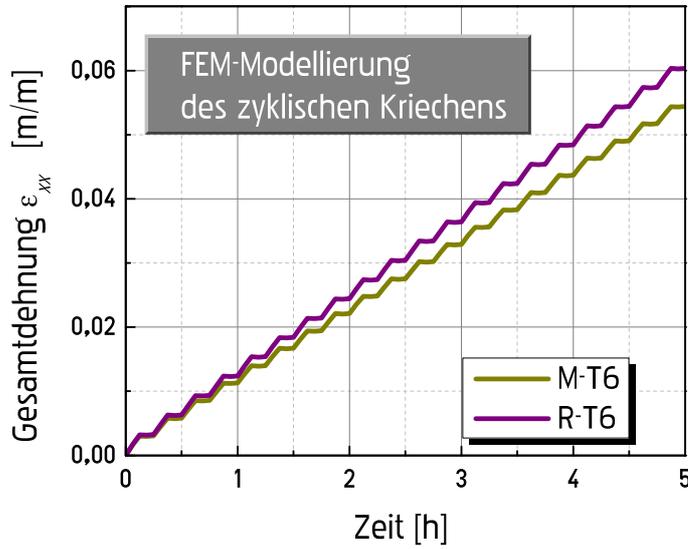


Bild 5.35 FEM-Simulation des zyklischen Kriechens. Gemittelte Werte der Spitzenwerte der Gesamtdehnung ϵ_{xx} im Aluminium des RT6- sowie MT6-Gefüges

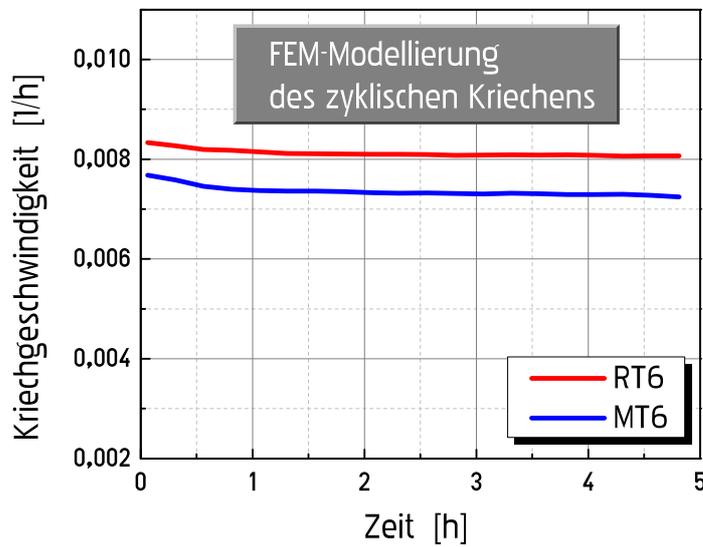


Bild 5.36 FEM-Simulation des zyklischen Kriechens. Kriechgeschwindigkeit der Spitzenwerte der inelastischen Dehnung $\epsilon_{xx}^{\text{in}}$ im Aluminium des RT6- sowie MT6-Gefüges

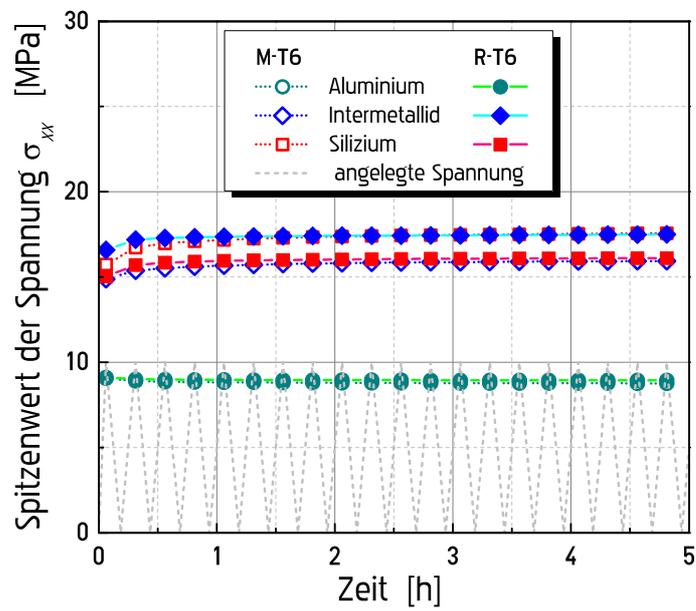


Bild 5.37 FEM-Simulation des zyklischen Kriechens. Gemittelte Werte der Spannung σ_{xx} in den Komponenten des RT6- sowie MT6-Gefüges

Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschreibt das mechanische Verhalten der eutektischen Aluminiumgusslegierung AlSi12CuNiMg sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhter Temperatur. Der im Gusszustand vorliegende Werkstoff wurde im Rahmen dieser Arbeit T6-wärmebehandelt, um eine maximale Festigkeit zu erreichen. Die Wärmebehandlung bestand aus einem Lösungsglühen mit Abschreckung und anschließender Auslagerung.

Neben Untersuchungen der Mikrostruktur und von Phasentransformationsprozessen wurden Härtemessungen sowie quasistatische Zug- und Druckversuche in einem Temperaturbereich von 20°C bis 300°C durchgeführt. Durch zusätzliche Zugversuche bei 300°C wurde die Abhängigkeit der Zugfestigkeitseigenschaften von der Verformungsgeschwindigkeit nachgewiesen. Aus diesen experimentellen Ergebnissen folgt, dass die untersuchte Legierung im Temperaturbereich 20°C – 200°C eine hohe Zugfestigkeit sowie sprödes Bruchverhalten aufweist, während oberhalb der Temperatur von 200°C die Zugfestigkeitskennwerte abnehmen und sich die Bruchdehnung nur unwesentlich erhöht.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde weiterhin das Werkstoffverhalten der o.g. Legierung sowohl bei statischer Kriechbeanspruchung als auch bei zyklischer Zugbeanspruchung untersucht. Isotherme Kriechexperimente erfolgten bei 250°C und 300°C bei unterschiedlichen Spannungsniveaus. Die kraftgesteuerten Kurzzeit-Ermüdungsversuche wurden im Temperaturbereich von 20°C bis 300°C mit dem Spannungsverhältnis $R_\sigma = 0$ durchgeführt. Die Frequenz der Belastung war 0.1 Hz und 1 Hz. Im Anschluss an diese Versuche wurden ausgewählte Proben zur Beurteilung des Schadensmechanismus licht- und elektronenmikroskopisch begutachtet. Aus den Ergebnissen zur Kurzzeit-Ermüdungsfestigkeit ging hervor, dass sich diese bei Temperaturen oberhalb 200°C wesentlich verschlechtert. Aus dem Vergleich der experimentellen Ergebnisse bei zwei Belastungsfrequenzen lässt sich feststellen, dass

ein Anstieg der Frequenz bei allen untersuchten Temperaturen zu einer Erhöhung der Lastspiele führt. Wird anstelle der Lastspielzahl die Zeit bis zum Bruch gegen die Maximalspannung aufgetragen, zeigt sich, dass sich durch die Vergrößerung der Frequenz im Temperaturbereich bis 200°C die Zeit bis zum Bruch verringert, bei 250°C keine Auswirkung zeigt, und bei 300°C die Zeit bis zum Bruch sogar zunimmt. Da während der Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei 250°C und 300°C in jedem Lastspiel ein plastischer Verformungsanteil (zyklisches Kriechen) auftritt, konnten die minimalen Kriechgeschwindigkeiten berechnet werden.

Aus den Ergebnissen der mikroskopischen Untersuchungen lässt sich schlussfolgern, dass die bei 20°C, 100°C und 200°C getesteten Proben durch Ermüdungsbruch versagten. Zudem wurden keine signifikanten inelastischen Dehnungen nach dem Probenbruch beobachtet. Die Bruchflächen der Proben nach den LCF-Versuchen bei 250°C und 300°C wiesen Sprödbbruchflächen der intermetallischen Phasen und zelluläre Zählbruchgebiete der Al-Matrix auf. Anhand von Längsschliffen sowie durch REM-Aufnahmen der Bruchfläche ließ sich belegen, dass die primären Siliziumpartikel in der unveredelten Legierung das Ermüdungsverhalten negativ beeinflussen können. Der Bruchprozess wurde vom Koagulieren der Hohlräume und von Grübchenbildung der Al-Matrix um die gebrochenen harten Partikel begleitet. Ähnliche Schlußfolgerungen können aus dem Ergebnis der metallographischen Untersuchungen der gebrochenen Zug- und Kriechproben gezogen werden.

Gegenüber der Legierung (R-T6), deren Gefüge primär grobes Silizium sowie nadelförmiges eutektisches Silizium enthielt, erfolgten zusätzlich einige Kurzzeit-Ermüdungsversuche bei 300°C mit einer Strontium veredelten Legierung im Ausgangszustand (M-F) sowie nach T6-Wärmebehandlung (M-T6). Die Strontiumzugabe bewirkte bei der untersuchten Legierung eine vollständige Beseitigung der primär erstarrten Siliziumkristallite. Ein Vergleich der minimalen Kriechgeschwindigkeiten hat ergeben, dass die Verformungsakkumulation der M-F Legierung während der zyklischen Beanspruchung schneller zunimmt als die bei wärmebehandelten Legierungen. Aus diesem Grund weist die Sr-veredelte Legierung im Ausgangszustand die geringste Ermüdungsfestigkeit auf. Bei niedrigen Spannungen zeigen die M-F und M-T6-Legierungen ähnliche Werte der Lastspielzahlen bis zum Probenbruch. Dies kann auf eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften der M-T6 Legierung infolge vorhandener Alterung zurückgeführt werden. Insgesamt besitzt die Legierung M-T6 höhere Ermüdungsfestigkeit als die unveredelte Legierung R-T6, obwohl die Legierung M-T6 Poren im Gefüge enthält.

Für die Beschreibung des Legierungsverhaltens bei erhöhten Temperaturen wurde ein konstitutives Stoffgesetz formuliert, das folgende Strukturvariablen enthält:

- ⊗ die innere Rückspannung α
- ⊗ die Variable ϕ die die Alterungsprozesse wiedergibt und

- ☛ den Schädigungsparameter ω , der die Schädigungsvorgänge im Gefüge beschreibt

Die Evolution der inneren Spannung wird durch das Modell von Armstrong und Frederick ausgedrückt, wodurch der nichtlineare Charakter und der Gedächtniseffekt beschrieben werden. Die Evolutionsgleichung für ϕ basiert auf experimentellen Zusammenhängen zwischen der Alterungsdauer und den mechanischen Eigenschaften der Legierung, die nach der Wärmebehandlung bei unterschiedlichen Temperaturen gealtert wurde. Zur Simulation des tertiären Kriechens sind drei Formen der Antwortfunktion der Schädigung angesetzt worden. In der Formel für die Schädigungsgeschwindigkeit wurde die lineare Abhängigkeit zwischen angelegter Spannung und der Bruchdehnung berücksichtigt.

Die erforderlichen Modellparameter des Modells sind aus den durchgeführten Zugversuchen und Kriechversuchen bestimmt worden. Mit Hilfe des Modells wurden die Kriechkurven simuliert. Danach wurden die experimentellen Daten des zyklischen Versuchs anhand des Modells verifiziert. Dieser Vergleich zeigte, dass das aufgestellte Modell das experimentelle Verhalten bei minimaler Kriechgeschwindigkeit mit geringen Abweichungen beschreibt. Darüber hinaus ließ sich die Zyklenzahl bis zum Bruch mittels des Modells in zufriedenstellender Weise voraussagen. Eine Ausnahme bildet der Ermüdungsversuch bei 300°C mit der Belastungsfrequenz 1 Hz, da das Modell hierfür zu konservative Werte der Bruchlastspielzahl vorhersagt.

Im letzten Teil der Arbeit wurde eine qualitative Berechnung mittels der Finite-Elemente-Methode durchgeführt. Das Netz für das Modell wurde aus zwei realen Mikrostrukturaufnahmen der Sr-veredelten (MT6) bzw. der unveredelten Legierung (RT6) generiert. Die wichtigsten Ergebnisse der numerischen Analyse lassen sich folgendermaßen zusammenfassen. In den FE-Modellen sind drei Gruppen von finiten Elementen für Aluminium, Silizium und Intermetallid gebildet worden. Die rein elastischen Eigenschaften für die Gruppen Silizium und Intermetallid wurden vorgegeben. Für die Gruppe Aluminium wurden elastische und viskose Eigenschaften in Form des Norton-Gesetzes definiert. Dies entspricht näherungsweise der real vorhandenen Multiphasenstruktur der untersuchten Legierung. Die Ergebnisse der Berechnung machen deutlich, dass die harten Partikel des Siliziums und der intermetallischen Phasen einen negativen Einfluss ausüben, da sie eine Spannungskonzentration in der Al-Matrix sowohl bei thermischer als auch bei mechanischer Beanspruchung verursachen. Aus dem Vergleich der zwei Modelle kann man schlussfolgern, dass das Modell mit dem Sr-veredelten Silizium geringere inelastische Verformungen im Vergleich zum Modell mit der körnigen Morphologie des Siliziums während der statischen und zyklischen Beanspruchungen aufweist. Dies steht im Widerspruch zum experimentellen Versuchsergebnis. Um das Missverhältnis im Weiteren zu vermeiden, muss man ein repräsentatives Volumenelement, das die richtige dreidimensionale Morphologie des Siliziums wiedergibt, für die Berechnung der Verzerrungen und Spannungen verwenden.

Künftige Arbeiten sollten den Gültigkeitsbereich dieses konstitutiven Modells auf mehrachsige und thermomechanische Beanspruchungen erweitern. Dabei sollte das Modell noch besser an die physikalischen Verformungsmechanismen in der Legierung angepasst werden. Weiterführende Berechnungen der realen Mikrostruktur sollten vom Bruch der spröden Phasen ausgehen. Dies kann mittels der bereits in der aktuellen FEM-Software ABAQUS implementierten XFEM-Methode realisiert werden.



Literaturverzeichnis

- [AK10] M. Abdel Karim. An evaluation for several kinematic hardening rules on prediction of multiaxial stress-controlled ratchetting. *International Journal of Plasticity*, 26:711–730, 2010. [zitiert auf S. 72]
- [AKO00] M. Abdel Karim and N. Ohno. Kinematic hardening model suitable for ratchetting with steady-state. *International Journal of Plasticity*, 16:225–240, 2000. [zitiert auf S. 72]
- [Alt65] D. Altenpohl. *Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Springer-Verlag, 1965. [zitiert auf S. 11, 14]
- [Alt94] D. Altenpohl. *Aluminium von ihnen*. Aluminium-Verlag, 1994. [zitiert auf S. 4, 5, 6, 10, 11, 14]
- [AS06] J. Asensio-Lozano and B. Suárez-Peña. Microstructure-properties correlation of pressure die cast eutectic aluminium-silicon alloys for escalator steps (Part II). *Materials Characterization*, 56:178–184, 2006. [zitiert auf S. 1]
- [Ask87] D.R. Askeland. *The Science and Engineering of Materials*. PSW-Kent Publishing Co., 1987. [zitiert auf S. 5]
- [ASS08a] H.R. Ammar, A.M. Samuel, and F.H. Samuel. Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 casting alloys. *Materials Science and Engineering A*, 473:65–75, 2008. [zitiert auf S. 21]
- [ASS08b] H.R. Ammar, A.M. Samuel, and F.H. Samuel. Effect of surface porosity on the fatigue life of AE425 and PM390 hypereutectic Al-Si casting alloys at medium and elevated temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 473:58–64, 2008. [zitiert auf S. 21]

- [ATS05] P. Ashtari, H. Tezuka, and T. Sato. Modification of Fe-containing intermetallic compounds by K addition to Fe-rich AA319 aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 53:937–942, 2005. [zitiert auf S. 20]
- [BEA05] N.A. Belov, D.G. Eskin, and N.N. Avxentieva. Constituent phase diagrams of the Al–Cu–Fe–Mg–Ni–Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. *Acta Materialia*, 53:4709–4722, 2005. [zitiert auf S. 37]
- [BGIL98] J. Bär, H.-J. Gudladt, J. Illy, and J. Lendvai. Influence of fibre reinforcement on the aging behaviour of an AlSi12CuMgNi alloy. *Materials Science and Engineering A*, 248:181–186, 1998. [zitiert auf S. 1]
- [Blu94] H. Blumenauer, editor. *Werkstoffprüfung*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig Stuttgart, 1994. [zitiert auf S. 23, 29]
- [BO92] H. Baker and H. Okamoto, editors. *ASM Handbook: Volume 3: Alloy Phase Diagramm*. ASM International, 1992. [zitiert auf S. 8]
- [boo03] Hüttenaluminium Gußlegierungen, 2003. [zitiert auf S. 1, 11, 19, 20, 34, 39, 41, 42, 43, 55]
- [BS05] K. Bing and W. Sander. Kolben für Hochleistungsmotoren – Herausforderung für die Gießtechnik. *Giesserei-Praxis*, 10:373–379, 2005. [zitiert auf S. 1]
- [BSJ⁺01] J.-Y. Buffière, S. Savelli, P.H. Jouneau, E. Maire, and R. Fougères. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys. *Materials Science and Engineering A*, 316:115–126, 2001. [zitiert auf S. 21]
- [BZ73] M.L. Bernsztejn and W.A. Zajmowski. *Structure and Mechanical Properties of Metals*. Wyd. Naukowo-Techniczne, Warsaw, 1973. (in Polnisch). [zitiert auf S. 5, 9]
- [Car08] F. Cardarelli. *Materials Handbook*. Springer, 2008. [zitiert auf S. 5, 6]
- [CBG⁺99] G. Cseh, J. Bär, H.-J. Gudladt, J. Lendvai, and A. Juhász. Indentation creep in a short fibre-reinforced metal matrix composite. *Materials Science and Engineering A*, 272:145–151, 1999. [zitiert auf S. 1, 48, 52]
- [CG96] C.H. Cáceres and J.R. Griffiths. Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloy. *Acta Materialia*, 44:25–33, 1996. [zitiert auf S. 19]
- [CGR96] C.H. Cáceres, J.R. Griffiths, and P. Reiner. The influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al-Si-Mg casting alloy. *Acta Materialia*, 44:15–23, 1996. [zitiert auf S. 19]

- [Cha08] J.L. Chaboche. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, 24:1642–1693, 2008. [zitiert auf S. 71]
- [CS96] C.H. Cáceres and B.I. Selling. Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*, A220:109–116, 1996. [zitiert auf S. 19]
- [Dav98] J. R. Davis, editor. *Metals Handbook*. ASM International, 1998. [zitiert auf S. 5, 9]
- [DDTO04] C. M. Dinnis, A. K. Dahle, J. A. Taylor, and M. O. Otte. The influence of strontium on porosity formation in Al-Si alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35:3531–3541, 2004. [zitiert auf S. 60]
- [Deu99] Deutsches Institut für Normung. *DIN-Taschenbuch 455: Gießereiwesen 2: Nichteisenmetallguß*. Beuth, 1999. [zitiert auf S. 6]
- [Deu02] Deutsches Institut für Normung. *DIN-Taschenbuch 452: Aluminium 3: Hüttenaluminium, Aluminiumguss, Schmiedestücke, Vormaterial*. Beuth, 2002. [zitiert auf S. 6, 18]
- [Dwi03] D.K. Dwivedi. Sliding temperature and wear behaviour of cast Al-Si base alloy. *Materials Science and Technology*, 19:1091–1096, 2003. [zitiert auf S. 16]
- [Ell97] F. Ellyin. *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. Chapman & Hall, 1997. [zitiert auf S. 25]
- [EMCS91] E. El Magd and Ch. Shaker. Ein strukturmechanisches Modell für das Kriechverhalten metallischer Werkstoffe bei zeitveränderlicher Spannung. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 22:55–62, 1991. [zitiert auf S. 72, 73]
- [EVB⁺00a] N. Eswara Prasad, D. Vogt, T. Bildingmaier, A. Wanner, and E. Arzt. Effect of prior fatigue exposure on the creep behaviour of an aluminium alloy (Al-12Si-CuMgNi). *Zeitschrift Fur Metallkunde*, 91:190–195, 2000. [zitiert auf S. 1, 48]
- [EVB⁺00b] N. Eswara Prasad, D. Vogt, T. Bildingmaier, A. Wanner, and E. Arzt. High temperature, low cycle fatigue behaviour of an aluminium alloy (Al-12Si-CuMgNi). *Materials Science and Engineering A*, 276:283–287, 2000. [zitiert auf S. 2]
- [FA82] H. J. Frost and M. F. Ashby. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Pergamon, 1982. [zitiert auf S. 23, 25]

- [FKB91] M.C. Flemings, T.Z. Kattamis, and B.P. Bardes. Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloy Castings. *AFS Transactions*, 99:501–506, 1991. [zitiert auf S. 16]
- [Fla95] B. Flaig. *Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von GK- AlSi10Mg wa, GK- AlSi12CuMgNi und GK- AlSi6Cu4* . PhD thesis, Universität Karlsruhe, 1995. [zitiert auf S. 1, 18, 41, 42]
- [GHV⁺95] R.B. Gundlach, A. Hetke, S. Valtierra, J.F. Mojica, and B. Ross. Temperaturwechselbeständigkeit von untereutektischen Aluminium-Silicium-Gußlegierungen. *Giesserei-Praxis*, 11:209–226, 1995. [zitiert auf S. 20]
- [GS07] D. Gross and T. Seelig. *Bruchmechanik*. Springer, 2007. [zitiert auf S. 22, 29, 30]
- [GYH⁺99] K. Gall, N. Yang, M. Horstemeyer, D.L. McDowell, and J. Fan. The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al-Si alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30:3079–3088, 1999. [zitiert auf S. 19]
- [Hat84] J.E. Hatch. *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*. ASM, 1984. [zitiert auf S. 5]
- [HEW08] E. Hornbogen, G. Eggeler, and E. Werner. *Werkstoffe Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer-Lehrbuch, 2008. [zitiert auf S. 13]
- [HHDK04] Y.D. Huang, N. Hort, H. Dieringa, and K.U. Kainer. Thermal behavior of short fiber reinforced AlSi12CuNiMg piston alloys. *Composites: Part A*, 35:249–263, 2004. [zitiert auf S. 1]
- [HM98] M.M. Haque and M.A. Maleque. Effect of process variables on structure and properties of aluminium-silicon piston alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 77:122–128, 1998. [zitiert auf S. 1, 16]
- [Hon] Honsel AG. *Handbuch der Gusswerkstoffe*. [zitiert auf S. 7]
- [Hul99] R. Hull, editor. *Properties of Crystalline Silicon*. INSPEC, 1999. [zitiert auf S. 9]
- [JR92] W. Jie and W. Reif. Effect of alloying element contents on the solidification structure of Al-Cu and Al-Si alloys. *Metallwissenschaft und Technik*, 46:1243–1247, 1992. [zitiert auf S. 16]
- [JSR03] M.R. Joyce, C.M. Styles, and P.A.S. Reed. Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al-Si alloys. *International Journal of Fatigue*, 25:863–869, 2003. [zitiert auf S. 2]

- [JW06] K. Jousten and M. Wutz. *Wutz Handbuch Vakuumtechnik: Theorie und Praxis*. Vieweg+Teubner Verlag, 2006. [zitiert auf S. 5]
- [Kal73] L. Kalinowski. *Physics of Metals*. PWN, Warsaw, 1973. (in Polnisch). [zitiert auf S. 5]
- [Keß01] O. Keßler. Ausscheidungshärtung von Aluminium-Legierungen. *Der Wärmebehandlungsmarkt*, 3:5–8, 2001. [zitiert auf S. 19]
- [KHD94] Z.L. Kowalewski, D.R. Hayhurst, and B.F. Dyson. Mechanism-based creep constitutive equations for an aluminium alloy. *Journal of Strain Analysis*, 29:309–316, 1994. [zitiert auf S. 50, 73]
- [Kit57] C. Kittel. *Solid State Physics*. John Wiley & Sons, 1957. [zitiert auf S. 5]
- [KKKO93] W. Klatt, G. Kirchner, W. Konzelmann, and H. Orbon, editors. *Aluminium-Gußlegierungen*. Giesserei-Verlag, 1993. [zitiert auf S. 11, 34, 37, 39]
- [Kni06] S. Knirsch. *Mikrostrukturelle Veränderungen und Schädigung einer Al-Si-Cu-Zylinderkopflegerung unter anwendungsrelevanten thermisch-mechanischen Beanspruchungen*. PhD thesis, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2006. [zitiert auf S. 25]
- [KON⁺93] S. Khan, A. Ourdjini, Q.S. Nadeem, M.A. Alam Najafabadi, and R. Elliott. Hardness and mechanical property relationships in directionally solidified aluminium-silicon eutectic alloys with different silicon morphologies. *Journal of Materials Science*, 23:5957–5962, 1993. [zitiert auf S. 1, 16, 17]
- [KR04] J.G. Kaufman and E.L. Rooy. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. ASM International, 2004. [zitiert auf S. 7, 9]
- [LAJFM07] D.A. Lados, D. Apelian, P.E. Jones, and J. Fred Major. Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in Al-Si-Mg cast alloys. *Materials Science and Engineering A*, 468-470:237–245, 2007. [zitiert auf S. 19]
- [LC90] J. Lemaitre and J.-L. Chaboche. *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 1990. [zitiert auf S. 71]
- [LD05] J. Lemaitre and R. Desmorat. *Engineering Damage Mechanics*. Springer-Verlag, 2005. [zitiert auf S. 29, 30, 72, 73, 75]
- [LLD05] J. Lin, Y. Liu, and T. A. Dean. A review on damage mechanisms, models and calibration methods under various deformation conditions. *International Journal of Damage Mechanics*, 14:299–319, 2005. [zitiert auf S. 30, 32]

- [LZL⁺04] R. Li, Y. Zhao, C. Li, X. Sun, H. Guan, and Z. Hu. Effect of heat treatment on eutectic silicon morphology and mechanical property of Al-Si-Cu-Mg cast alloys. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, 14:496–500, 2004. [zitiert auf S. 17]
- [M98] K. Müller. Eutektische Körner in Aluminium-Silizium-Gußlegierungen. *Metallwissenschaft und Technik*, 52:29–35, 1998. [zitiert auf S. 16]
- [MF06] M.F. Moreira and R. Fuoco. Characteristics of Fatigue Fractures in Al-Si Cast Components. *AFS Transactions*, Paper 06-122:1–15, 2006. [zitiert auf S. 1]
- [MGHF03] D.L. McDowell, K. Gall, M.F. Horstemeyer, and J. Fan. Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70:49–80, 2003. [zitiert auf S. 21]
- [ML85] E. Maier and G. Lang. Herstellung und Eigenschaften der Aluminium-Gußlegierung AlSi7Mg unter Berücksichtigung ihrer Veredelung mit Na, Sr und Sb. *Aluminium*, 62:193–201, 1985. [zitiert auf S. 16]
- [Mof07] A. J. Moffat. *Micromechanistic analysis of fatigue in aluminium silicon casting alloys*. PhD thesis, University of Southampton, 2007. [zitiert auf S. 2, 19]
- [Mon76] L.F. Mondolfo. *Aluminium Alloys: Structure and Properties*. Butterworths, 1976. [zitiert auf S. 5]
- [MR97] K. Müller and W. Reif. Einfluß von Begleit- und Spurenelementen auf die Kornfeinung hochsiliziumhaltiger Al-Si-Gußlegierungen auf Reinstbasis. *Metallwissenschaft und Technik*, 51:25–32, 1997. [zitiert auf S. 16]
- [MSD03] M.A. Moustafa, F.H. Samuel, and H.W. Doty. Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys. *Journal of Materials Science*, 38:4507–4522, 2003. [zitiert auf S. 1, 17]
- [NA07] K. Naumenko and H. Altenbach. *Modeling of Creep for Structural Analysis*. Springer, 2007. [zitiert auf S. 22, 23, 30, 49, 68, 70]
- [NAK10] K. Naumenko, H. Altenbach, and A. Kutschke. A combined model for hardening, softening, and damage processes in advanced heat resistance steels at elevated temperature. *International Journal of Damage Mechanics*, 2010. In Press. [zitiert auf S. 73]
- [NS99] D. Natha and V. Singha. Ageing characteristics of aluminium alloy aluminosilicate discontinuous fibre reinforced composites. *Scripta Materialia*, 40:791–794, 1999. [zitiert auf S. 1]

- [OCS⁺07] W.R. Osó, N. Cheung, J. Spinelli, P. Goulart, and A. Garcia. The effect of a eutectic modifier on microstructure and surface corrosion behavior of Al-Si hypoeutectic alloys. *Journal of Solid State Electrochemistry*, 11:1421–1427, 2007. [zitiert auf S. 16]
- [Ols95] J. Olschewski. Viskoplastische Materialmodellierung und Anwendungen im Gasturbinenbau. *Technische Mechanik*, 16:39–50, 1995. [zitiert auf S. 71]
- [Ost07] F. Ostermann. *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer-Verlag, 2007. [zitiert auf S. 5, 6, 7, 10, 14, 15]
- [OW95] N. Ohno and J. Wang. On modelling of kinematic hardening for ratcheting behaviour. *Nuclear Engineering and Design*, 153:205–212, 1995. [zitiert auf S. 72]
- [PCVV00] V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, and S. Valtierra. Spheroidization of the Al-Si eutectic in a cast aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9:616–622, 2000. [zitiert auf S. 17]
- [PTC08] M. Panušková, E. Tillová, and M. Chalupová. Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3. *Strength of Materials*, 40:98–101, 2008. [zitiert auf S. 16]
- [PVMY96] B.K. Prasad, K. Venkateswarlu, O.P. Modi, and A.H. Yegneswaran. Influence of the size and morphology of silicon particles on the physical, mechanical and tribological properties of some aluminium-silicon alloys. *Journal of Materials Science Letters*, 15:1773–1776, 1996. [zitiert auf S. 16, 19]
- [Rad95] D. Radaj. *Ermüdungsfestigkeit*. Springer-Verlag, 1995. [zitiert auf S. 23, 25, 29]
- [RD06] G. Requena and H.P. Degischer. Creep behaviour of unreinforced and short fibre reinforced AlSi12CuNiMg. *Materials Science and Engineering A*, 420:265–275, 2006. [zitiert auf S. 1, 48]
- [RGD⁺09] G. Requena, G. Garcés, S. Danko, T. Pirling, and E. Boller. The effect of eutectic Si on the strength of short-fibre-reinforced Al. *Acta Materialia*, 57:3199–3210, 2009. [zitiert auf S. 1]
- [RGH⁺08a] H.W. Rockenschaub, P. Gschwandtner, A. Holzinger, I. Topic, and J. Mikota. Charakterisierung der Kolbengusslegierung Al Si12CuNiMg. Teil1. *Giesserei-Praxis*, 2:13–25, 2008. [zitiert auf S. 1, 16]
- [RGH⁺08b] H.W. Rockenschaub, P. Gschwandtner, A. Holzinger, I. Topic, and J. Mikota. Charakterisierung der Kolbengusslegierung Al Si12CuNiMg. Teil2. *Giesserei-Praxis*, 3:68–78, 2008. [zitiert auf S. 1, 16]

- [RHK05] S. Reichstein, L. Hofmann, and S. Kenningley. Entwicklung von Kolbenwerkstoffen für moderne Hochleistungsdieselmotoren. *Giesserei-Praxis*, 10:380–385, 2005. [zitiert auf S. 1]
- [RL05] A.M. Russel and K.L. Lee. *Structure–Property Relations in Nonferrous Metals*. A John Wiley & Sons, 2005. [zitiert auf S. 9]
- [SA06] B. Suárez-Peña and J. Asensio-Lozano. Microstructure and mechanical property developments in Al-12Si gravity die castings after Ti and/or Sr additions. *Materials Characterization*, 57:218–226, 2006. [zitiert auf S. 16]
- [Sch95] G. Schindelbacher. Veredelung von Aluminiumdruckgußlegierungen — Einfluß auf Gefüge und mechanische Eigenschaften. *Giesserei-Praxis*, 17:309–315, 1995. [zitiert auf S. 16]
- [Sch09] F. Schäfer. *Handbuch Verbrennungsmotor: Grundlagen, Komponenten, Systeme, Perspektiven*. Vieweg+Teubner Verlag, 2009. [zitiert auf S. 41, 42]
- [SD03] A. Schnabl and H.P. Degischer. Thermozyklisches Kriechen einer kurzfaserverstärkten Aluminium-Kolbenlegierung. *Zeitschrift Für Metallkunde*, 94:743–748, 2003. [zitiert auf S. 1]
- [SG99] J. Skrzypek and A. Ganczarski. *Modeling of material damage and failure of structures*. Springer-Verlag, 1999. [zitiert auf S. 68]
- [SGT⁺09] H. Singh, A.M. Gokhale, A. Tewari, S. Zhang, and Y. Mao. Three-dimensional visualization and quantitative characterization of primary silicon particles in an Al-Si base alloy. *Scripta Materialia*, 61:441–444, 2009. [zitiert auf S. 9]
- [Sil06] F.S. Silva. Fatigue on engine pistons – A compendium of case studies. *Engineering Failure Analysis*, 13:480–492, 2006. [zitiert auf S. 1]
- [Skr93] J. Skrzypek. *Plasticity and creep*. CRC Press, 1993. [zitiert auf S. 70]
- [SMM01] J. Stolarz, O. Madelaine-Dupuich, and T. Magnin. Microstructural factors of low cycle fatigue damage in two phase Al-Si alloys. *Materials Science and Engineering A*, 299:285–288, 2001. [zitiert auf S. 2, 19]
- [SS93] A.M. Samuel and F.H. Samuel. Porosity factor in quality aluminum castings. *AFS Transactions*, 101:657–666, 1993. [zitiert auf S. 16, 21]
- [STS97] K. Shiozawa, Y. Tohda, and S-M. Sun. Crack initiation and small fatigue crack growth behavior of squeeze-cast Al-Si aluminium alloys. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 20:237–247, 1997. [zitiert auf S. 2]

- [TEAAE] The European Aluminium Association (EAA). TALAT-Training in Aluminium Application Technologies. [zitiert auf S. 19]
- [TM03] G. E. Totten and D. Scott MacKenzie, editors. *Handbook of Aluminum*. Marcell Dekker, Inc., 2003. [zitiert auf S. 4]
- [UB01] A. Uguz and A. Bayram. Effect of Si content and microstructure on the wear behaviour of Al-Si alloys. *Metall-Forschung*, 55:758–761, 2001. [zitiert auf S. 16]
- [VSVS79] F. Vnuk, M. Sahoo, R. Van De Merwe, and R.W. Smith. The hardness of Al-Si eutectic alloys. *Journal of Materials Science*, 14:975–982, 1979. [zitiert auf S. 16, 17]
- [WCG03] Q.G. Wang, C.H. Caceres, and J.T. Griffiths. Damage by eutectic particle cracking in aluminum casting alloys A367/357. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34:2901–2911, 2003. [zitiert auf S. 16, 19]
- [Weg98] K.-W. Wegner. Werkstoffentwicklung für Schmiedeteile im Automobilbau. *Automobiltechnische Zeitschrift*, 100:918–927, 1998. [zitiert auf S. 1]
- [XWLJ06] C.L. Xu, H.Y. Wang, C. Liu, and Q.C. Jiang. Growth of octahedral primary silicon in cast hypereutectic Al-Si alloys. *Journal of Crystal Growth*, 291:540–547, 2006. [zitiert auf S. 9]
- [You81] M.J. Young. Correlation of tensile properties to the amounts of gas porosity in permanent mold test bars. *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 89:465–468, 1981. [zitiert auf S. 16]
- [ZBG07] V. Zolotarevsky, N.I. Belov, and M. Glazoff. *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier Science, 2007. [zitiert auf S. 8, 9, 37]