

# **Bewertung mikrostruktureller Werkstoffschädigung bei Schwingbeanspruchung mit stochastischen Methoden**

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

**Dipl.-Ing. Daniel Markus Krätschmer**

geboren in Heidenheim an der Brenz

Hauptberichter:	Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos
Mitberichter:	Prof. Dr.-Ing. A. Bührig-Polaczek
Tag der mündlichen Prüfung:	27.07.2011

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre  
(IMWF) Universität Stuttgart und  
Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

2011



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als akademischer Mitarbeiter an der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart sowie am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. E. Roos für die Betreuung und das stets fördernde Interesse am Fortgang dieser Arbeit, die wertvollen Diskussionen und zahlreichen Anregungen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Bührig-Polaczek danke ich sehr herzlich für sein Interesse an dieser Arbeit und die Übernahme des Mitberichts.

Bedanken möchte ich mich auch bei allen Mitarbeitern des Instituts für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre und der Materialprüfungsanstalt für die gute Zusammenarbeit und Unterstützung. Mein besonderer Dank gilt dabei meinen Kollegen Herrn Dr.rer.nat. Georg Wackenhut, Herrn Dr.rer.nat. Robert Lammert, Herrn Dipl.-Ing. Mathias Büttner und Herrn Dipl.-Ing. Thorsten Schütt, deren ständige Bereitschaft zur fachlichen Diskussion eine wertvolle Hilfe war. Frau Dr.rer.nat. Ewa Soppa möchte ich für die konstruktiven Gespräche und Anregungen zur Beschreibung und Modellierung heterogener Werkstoffe danken. Nicht zuletzt gilt mein Dank allen Kolleginnen und Kollegen der Abteilung Berechnung, insbesondere des Referats „Schweiß- und Fugesimulation“, für das mir entgegengebrachte Vertrauen und die angenehme Arbeitsatmosphäre der letzten Jahre.

Ein wesentlicher Teil der Untersuchungen wurde mit Mitteln der Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V. (FVV) im Rahmen des Forschungsvorhabens BMWi / AiF-Nr. 14860 gefördert. Dem betreuenden Arbeitskreis unter der Leitung von Herrn Dr.-Ing. S. Mielke sowie den beteiligten Industrieunternehmen gebührt mein Dank für die umfangreiche Unterstützung.

Meiner Partnerin Anja und meinen Eltern gilt mein besonderer Dank für ihr Verständnis und ihre Unterstützung während des Entstehens dieser Arbeit.



## Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen .....	V
Zusammenfassung .....	1
Abstract.....	5
1 Einleitung und Zielsetzung.....	9
2 Grundlagen .....	11
2.1 Grundlagen der Lebensdauerberechnung.....	11
2.2 Zyklische Beanspruchung und Ermüdungsschädigung .....	13
2.3 Ermüdungsschädigung bei Aluminiumgusslegierungen .....	19
3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung .....	25
3.1 Mikromechanische Schädigungsmodelle .....	25
3.1.1 Mikromechanisch-phänomenologische Modelle .....	26
3.1.2 Mikromechanisch-stochastische Modelle.....	28
3.2 Stochastisches Mikrorisswachstumsmodell auf der Basis einer Markov-Kette .....	28
3.2.1 Nomenklatur und Definitionen stochastischer Prozesse .....	28
3.2.2 Poisson-Prozess .....	30
3.2.3 Markov-Prozess .....	31
3.2.4 Grundkonzeption des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells (SMM) .....	32
3.2.5 Möglichkeiten zur Bestimmung modellspezifischer Parameter.....	37
3.2.6 Evolutionäre Algorithmen .....	42
3.2.7 Implementierung des stochastischen Modells mit integriertem evolutionären Algorithmus zur Parameterbestimmung .....	44
3.2.8 Versuchswerkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550).....	45
3.2.9 Anpassungsrechnungen .....	47
3.2.10 Berechnungen – Anwendung des Mikrorisswachstumsmodells .....	49
3.2.11 Verwendung zeitvarianter Intensitäten.....	57
3.2.12 Betriebsfestigkeit.....	60
3.2.13 Ergebnisbewertung und Einordnung der Vorhersagegenauigkeit bei X6CrNiNb18-10.....	63
3.2.14 Werkstoffmechanische Analyse und Erweiterungsmöglichkeiten des SMM-Modells .....	70
4 Basischarakterisierung der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 .....	72
4.1 Chemische Analyse und Phasenzusammensetzung.....	72
4.2 EDX-Untersuchungen zur Phasenbestimmung von AlSi12Cu4MgNi2.....	75
4.3 Mikrostrukturelle Parameter der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 .....	77

4.4	Mechanische Kennwerte der Aluminiumgusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 .....	78
4.5	Siliziummorphologie und Einschlussparameter .....	81
5	Experimentelle Untersuchungen an AlSi12Cu4MgNi2 .....	84
5.1	Zyklische Voruntersuchungen an gekerbten Flachzugproben .....	84
5.2	Experimentelles Versuchsprogramm an AlSi12Cu4MgNi2 .....	87
5.3	Untersuchungen bei Raumtemperatur .....	88
5.3.1	Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei Raumtemperatur .....	88
5.3.2	Untersuchungen im High-Cycle-Fatigue-Bereich bei Raumtemperatur .....	92
5.4	Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen (T=200°C / T=250°C) .....	94
5.4.1	Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei T=200°C .....	94
5.4.2	Untersuchungen im High-Cycle-Fatigue-Bereich bei T=250°C .....	96
5.5	Untersuchungen bei hohen Temperaturen (T=400°C) .....	107
5.5.1	Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei T=400°C .....	107
5.5.2	Untersuchungen im High Cycle Fatigue-Bereich bei T=400°C .....	111
6	Ergänzende Analysen und Bewertung der experimentellen Ergebnisse .....	114
6.1	Analytische Ansätze zur Beschreibung der Lastverteilung bei Mehrphasenwerkstoffen .....	114
6.1.1	Methode nach Eshelby .....	114
6.1.2	Mean-Field-Theorie von Mori und Tanaka .....	116
6.2	Experimentelle Analyse der Abhängigkeit der Ermüdungsschädigung von den Einschlusseigenschaften .....	120
7	Numerische Untersuchungen .....	128
7.1	Modellierungsansätze bei AlSi12Cu4MgNi2 .....	131
7.2	Numerische Ermittlung der Phaseneigenschaften .....	132
7.3	Modellerstellung an Realstrukturen von AlSi12Cu4MgNi2 aus Schliffbildern und Oberflächenaufnahmen .....	137
7.4	Numerische Untersuchungen zur Analyse der temperatur- und lastabhängigen Ermüdungsschädigungsformen .....	140
8	Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells .....	154
8.1	Übertragbarkeit bei Raumtemperatur (AlSi12Cu4MgNi2) .....	154
8.2	Übertragbarkeit bei T=400°C (AlSi12Cu4MgNi2) .....	156
8.3	Übertragbarkeit bei T= 250°C (AlSi12Cu4MgNi2) .....	157
8.4	Verknüpfung der Prüftemperaturen (AlSi12Cu4MgNi2) .....	160
9	Literatur .....	163
10	Anhang .....	171

**Abkürzungen und Formelzeichen**

AiF		Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschung e.V.
ASME		(engl.) American Society of Mechanical Engineers
ASTM		(engl.) American Society for Testing and Materials
EA		Evolutionärer Algorithmus
EC		(engl.) Embedded Cell
EDX		(engl.) Energy Dispersive X-Ray Spectrometer
EDZ		Ebener Dehnungszustand
EFI		(engl.) Extendend Focal Imaging
ESZ		Ebener Spannungszustand
FE		Finite Elemente
FKM		Forschungskuratorium Maschinenbau e.V.
FVV		Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V.
GA		Genetischer Algorithmus
HCF		(engl.) High Cycle Fatigue
HV		Härte nach Vickers
KTA		Kerntechnischer Ausschuss
KS		Kolbenschmidt Pierburg AG
LCF		(engl.) Low Cycle Fatigue
MC		Monte-Carlo-Simulation
NRC / NUREG		(engl.) Nuclear Regulatory Commission: NUREG study
PSB		Persistentes Gleitband
ppm		(engl.) parts per million
REM		Rasterelektronenmikroskop
RT		Raumtemperatur
SDAS		Sekundärer Dendritenarmabstand
SMM		Stochastisches Mikrorisswachstumsmodell
XRD		(engl.) X-ray diffraction

A	mm <sup>2</sup>	Fläche
A <sub>c</sub>	mm <sup>2</sup>	Fläche mit schädigungsbedingten Fehlern
a	mm	Risslänge
c	mm	Oberflächenrisslänge
$\Delta\gamma$	MPa	Scherungsschwingbreite
D	mm	Durchmesser
D	-	Lebensdaueranteil
D	-	Schädigungsvariable

## Abkürzungen und Formelzeichen

---

F	N	Kraft
E	MPa	E-Modul
$\varepsilon$	-	Dehnung
$\varepsilon_i$	-	Hauptdehnung
$\varepsilon_v$	-	Vergleichsdehnung
$\varepsilon_{el}$	-	elastische Dehnung
$\varepsilon_{pl}$	-	plastische Dehnung
$\varepsilon_t$	-	Totaldehnung
$\Delta\varepsilon$	-	Dehnungsschwingbreite
$\varepsilon_a$	-	Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{t,a}$	-	Totaldehnungsamplitude
$\varepsilon_{pvc}$	-	akkumulierte plastische Vergleichsdehnung
G	MPa	Schubmodul
$\Delta K$	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Schwingbreite der Spannungsintensität
$\Delta K_{th}$	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Schwingbreite des Schwellwerts des Spannungsintensitätsfaktors
N	-	Lastwechselzahl
$N_0$	-	Mikrorissinitiierungslastwechselzahl
$N_A$	-	Anrisslastwechselzahl
$N_B$	-	Bruchlastwechselzahl
$\mu$	-	Querkontraktionszahl
q	-	Mehrachsigkeitsquotient
R	-	Spannungsverhältnis
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Ersatzstreckgrenze
$R_{p1,0}$	MPa	1%-Dehngrenze
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_i$	MPa	Hauptspannungen
$\sigma_{hyd}$	MPa	hydrostatische Spannung
$\sigma_v$	MPa	Vergleichsspannung
$\tilde{\sigma}$	MPa	effektive Spannung
$\sigma_a$	MPa	Spannungsamplitude
$\Delta\sigma$	MPa	Spannungsschwingbreite



$\sigma_o$	MPa	Oberspannung
$\sigma_u$	MPa	Unterspannung
T	°C	Temperatur
t	s	Zeit
$\Delta\tau$	MPa	Schubspannungsschwingbreite
$\tau_c$	MPa	kritische Schubspannung
$\tau_t$	MPa	Torsionsspannung
u	mm	Verschiebung

Wahrscheinlichkeitsrechnung und Stochastisches Mikrorisswachstumsmodell

d	mm	Korndurchmesser
E	-	Ereignis
$E(x)$	-	Erwartungswert
$\bar{e}_i$	-	Basisvektor
$f(x)$	-	kontinuierliche Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion
$h_i(t)$	-	relative Häufigkeitsverteilung
$\lambda$	-	Intensität
$l_{max}$	mm	maximale Länge der Einschlüsse an der Oberfläche
$\mu$	-	Mittelwert der Verteilung
$m_s$	-	Schmid-Faktor
$\bar{m}_{ij}$	-	Gleitrichtungsvektor
$N(t)$	-	Gesamtanzahl an Ereignissen
n	-	Anzahl an Ereignissen pro Zeitschritt
$\bar{n}_i$	-	Normaleneinheitsvektor
P	-	Wahrscheinlichkeit
$P_{ij}$	-	Übergangswahrscheinlichkeit
$P_{S^2x[0,2\pi]}$	-	Wahrscheinlichkeitsmaß
$p_i(t)$	-	absolute Zustandswahrscheinlichkeit
$p(x)$	-	diskrete Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion
S	-	Zustandsraum
$\sigma$	-	Standardabweichung
$t_0$	LW	Startzeit der Mikrorissnukleation in Lastwechsel

## Abkürzungen und Formelzeichen

---

$t^*$	LW	charakteristische Zeit in Lastwechsel
$\text{Var}(x)$	-	Varianz
$w$	-	Gewichtungsfaktor
$X$	-	Zufallswert / Zustandswert (bei stochastischen Modellen)

## Eshelby-Homogenisierungsverfahren

$\mathbf{C}_E$	MPa	Elastizitätstensor der Einschlussphase
$\mathbf{C}_M$	MPa	Elastizitätstensor der Matrixphase
$\mathbf{C}_C$	MPa	Elastizitätstensor des Verbundwerkstoffs
$f$	-	Volumenanteil der Einschlussphase
$\mathbf{I}$	-	Identitätstensor
$\mathbf{S}$	-	Eshelby-Tensor
$s$	-	Halbachsenverhältnis
$\sigma_E$	MPa	mittlere Spannung in der Einschlussphase
$\sigma_M$	MPa	mittlere Spannung in der Matrixphase

Weitere Bezeichnungen werden im Text erläutert.

## Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine an der der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart entwickelte mikromechanische Schädigungsmodellvorstellung, welche den mikro-mechanischen Prozess der Nukleation, des kornspezifischen Mikrorisswachstums und der Barrierewirkung durch einen stochastischen Ansatz beschreibt [1], umgesetzt, erweitert und modular konzipiert. Die Ermüdungsschädigung ist bei polykristallinen Werkstoffen durch die Bildung von Mikrorissen geprägt. Das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell basiert auf der Entwicklung einer Wahrscheinlichkeitsdichte  $p_0(t)$  wachstumsfähiger Keime und der Wahrscheinlichkeitsdichte  $p_i(t)$  der Risse der Länge  $i$  als Funktion der Zeit. Das Mikrorisswachstum wird durch eine Folge sukzessiver Sprünge um ein diskretes mikrostrukturelles Maß, beispielsweise die Kornabmessungen, in Form einer Markov-Kette abgebildet. Die Barrierewirkung der Korngrenzen ist durch das Konzept der Übergangswahrscheinlichkeiten, welche die Prozessintensität bestimmen, berücksichtigt. Die Übergangswahrscheinlichkeiten werden durch ein Schubspannungskriterium unter Berücksichtigung räumlich zufällig verteilter Gleitsysteme bestimmt. Die zufälligen Orientierungen werden durch eine Monte-Carlo-Simulation ermittelt. Durch diesen Ansatz ist implizit der Mehrachsigkeitseinfluss abgebildet. Neben der Umsetzung eines numerischen Verfahrens wurde für zeitinvariante Übergangswahrscheinlichkeiten eine analytische Vorgehensweise entwickelt, welche es ermöglicht, alle zwölf Gleitsysteme der kubisch-flächenzentrierten Elementarzelle bei deutlicher Reduktion der Rechenzeit zu berücksichtigen. Die Anwendbarkeit des weiterentwickelten Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells wurde am Beispiel des polykristallinen austenitischen Rohrleitungswerkstoffs X6CrNiNb18-10 für einachsige und mehrachsige Beanspruchungszustände gezeigt. Das Modell bildet für polykristalline Ermüdungsschädigung die zeitliche Entwicklung der Mikrorissverteilungen an der Probenoberfläche korrekt ab. Mit dem modular aufgebauten Modell können neben polykristalliner Ermüdungsschädigung weitere Mechanismen integriert werden. Das weniger stochastisch motivierte versagensrelevante Tiefenrisswachstum wird durch das Modell nicht abgebildet. Auf der Basis des Erwartungswerts der Mikrorissverteilungen bei Anrisslastspielzahl kann eine Lebensdauerabschätzung für die untersuchten Beanspruchungshöhen und -zustände vorgenommen werden. Die Ergebnisse stimmen mit den zur Verfügung stehenden experimentellen Daten und Anrisskennlinien der Regelwerke sehr gut überein. Die Verwendung des werkstoffspezifischen Erwartungswerts der Mikrorisslängenverteilungen kann als Kriterium zur Bestimmung der Lebensdauer herangezogen werden. Die Verwendung des Erwartungswerts zur Lebensdauerbestimmung bedingt aber ein homogenes Auftreten der Ermüdungsschädigung an der Oberfläche. Die Anwendungsmöglichkeit des Mikrorisswachstumsmodells zur Bestimmung der Mikrorissverteilung und anschließender Lebensdauerermittlung ist nicht für alle Beanspruchungshöhen möglich. Auf der Basis der Grundgleichungen des Modells zur Bestimmung der Übergangswahrscheinlichkeit wurden konzeptionelle Anwendungsgrenzen ermittelt.

In dieser Arbeit wurde die Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 hinsichtlich einer möglichen Anwendbarkeit im Rahmen einer Erweiterung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells untersucht. Der Werkstoff AlSi12Cu4MgNi2 zeichnet sich hinsichtlich einer hohen Verschleißfestigkeit und guten mechanischen Eigenschaften bei höheren Temperaturen aus. Das Anwendungsgebiet dieser Legierung umfasst Gussteile, welche bei erhöhten Temperaturbeanspruchungen hohen Festigkeitsanforderungen genügen müssen – insbesondere Kolben für Verbrennungsmotoren. Ziel des experimentellen Versuchsprogramms war es, mikrostrukturelle Aspekte der Ermüdungsschädigung für die Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 zu ermitteln. Dazu wurden isotherme zyklische Untersuchungen von Proben bei Raumtemperatur,  $T=200^\circ\text{C}$ ,  $T=250^\circ\text{C}$  und  $T=400^\circ\text{C}$  dehnungskontrolliert für den LCF- und spannungskontrolliert für den HCF-Bereich durchgeführt. Die Ermüdungsschädi-

gung bei unterschiedlichen Lasthöhen und Temperaturen wurde durch eine sukzessive Dokumentation von Mantelflächenbereichen licht- und rasterelektronenmikroskopisch ausführlich qualifiziert und quantifiziert. Die Ermüdungsschädigungsformen und -ausprägungen der bei unterschiedlichen Temperaturen und Lasthöhen geprüften Proben unterscheiden sich zum Teil deutlich. Die Abhängigkeit der Ermüdungsrissinitiierungswahrscheinlichkeit von der Einschlussmorphologie nimmt bei steigender Prüftemperatur und Lasthöhe deutlich ab. Die Anzahl der Rissinitiierungsstellen als auch die Homogenität der Ermüdungsschädigung in Form von wachsenden Mikrorissen nimmt bei steigender Prüftemperatur dagegen signifikant zu. Während bei den Versuchen bei Raumtemperatur das spontane Probenversagen durch transkristallinen Bruch eines großen, unförmigen Siliziumkristalls ausgelöst wird, bildet sich bei einer Prüftemperatur von  $T=400^{\circ}\text{C}$  eine nahezu homogene Matrixzerrüttung mit zunehmender makroskopischer Gleitbandbildung aus. Die Schädigung ist vollständig in der Matrixphase lokalisiert. Transkristallin gebrochene Einschlüsse, die bei niedrigen Temperaturen das Versagen der Probe durch das Wachstum eines Einzelrisses auslösen, werden nicht beobachtet. Bei den Untersuchungen mit einer Prüftemperatur von  $T=250^{\circ}\text{C}$  werden in Abhängigkeit zur wirkenden Beanspruchungshöhe sowohl einschluss- als auch matrixdominierende Ermüdungsschädigungsformen identifiziert. Für hohe Spannungsamplituden wird die Bildung von Gleitbandstrukturen mit Extrusionen und Mikrorissbildung, initiiierend an den Phasenübergängen des heterogenen Werkstoffs, festgestellt. Eine Abhängigkeit der lokalen Mikrorissinitiierung von den Einschlusseigenschaften liegt nicht vor. Das Auftreten von Gleitbandstrukturen mit Extrusionen und Mikrorissbildung bei  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  war bis zu den im Rahmen dieses Vorhabens durchgeführten Untersuchungen für Al-Si-Legierungen unbekannt. Für niedrigere Spannungsamplituden lässt sich eine homogene Mikrorissinitiierung an den Phasenübergängen als auch transkristallines Versagen von Einschlussphasen mit einer deutlichen Abhängigkeit der Initiierungswahrscheinlichkeit von den Einschlusseigenschaften dokumentieren. Das Versagen der Probe wird durch das Wachstum eines dominanten Einzelrisses ausgelöst.

Durch numerische Untersuchungen können die Initiierungsformen mit der temperaturabhängigen Lastübertragungsfunktion, dem Auftreten lokaler Plastizität und des lokalen Mehrachsigenigkeitsquotienten  $q$  ohne Berücksichtigung substruktureller Versetzungsbewegungen eindeutig verknüpft werden. Dazu wurde ein Berechnungsmodell zur numerischen Ermittlung der Matrixeigenschaften aus temperaturabhängigen Zugversuchsdaten von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  entwickelt und angewandt. Ein Temperaturanstieg führt bei  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  zu einer deutlichen Festigkeitsreduktion der Matrixphase – die Einschlussphasen sind dagegen nahezu temperaturunabhängig. Für niedrige Beanspruchungshöhen wird die Einschlussbeanspruchung durch die zunehmende Inkompatibilität der Einzelphasen bei steigenden Temperaturen gemäß dem analytischen Homogenisierungsverfahren nach Eshelby zunehmen. Diese Aussage ist nur für elastische Beanspruchungen gültig – für elastisch-plastische Beanspruchungen ist die Einschlussphase bei höheren Temperaturen deutlich entlastet. Durch diesen Wechsel kann die Lastabhängigkeit der Ermüdungsschädigung bei  $T=250^{\circ}\text{C}$  und  $T=400^{\circ}\text{C}$  erklärt werden.

Die experimentell dokumentierten und sowohl analytisch als auch numerisch analysierten Ermüdungsschädigungsformen von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  wurden hinsichtlich ihrer Umsetzbarkeit im Rahmen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells für die einzelnen Prüftemperaturen untersucht. Die Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells erfordert unabhängig von möglichen Erweiterungen das Auftreten einer ausgeprägten homogenen Schädigungsevolution. Wenn die Lebensdauer maßgeblich durch die Rissinitiierungsphase geprägt ist, kann das Modell nicht angewendet werden. Einzelrisswachstum kann zwar prinzipiell abgebildet werden, führt aber zu keinen aussagekräftigen Ergebnissen. Für die Untersuchungen bei höheren Temperaturen konnte auf der gewählten mikrostrukturellen

Betrachtungsweise kein mikrostrukturelles Maß zur Berücksichtigung möglicher Barriere-wirkung qualifiziert werden. Der allen Ermüdungsschädigungsformen zugrunde liegende Mechanismus auf der Basis von Versetzungsbewegungen mit temperaturabhängigen Ermüdungsschädigungsformen konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht auf substruktureller Ebene untersucht werden.

Hinsichtlich einer Werkstoffoptimierung bei Al-Si-Legierungen zeigen die vorgenommenen Untersuchungen, dass die übliche Optimierung einzelner mikrostruktureller Parameter wie beispielsweise

- Reduktion der Siliziumkristallgröße
- Optimierung der Rundheit der Einschlüsse
- Reduktion von Einschlussagglomerationen

nicht für den gesamten technisch relevanten Temperaturbereich eine Optimierung der Ermüdungsfestigkeit darstellt, sondern gesondert auf seine temperatur- und lasthöhenabhängigen Auswirkungen untersucht werden muss. Insbesondere der Einfluss der Matrixphase mit seinen komplexen Ausscheidungs- und Versetzungsstrukturen und deren Auswirkungen auf die Ermüdungsfestigkeit und -formen ist nur unzureichend untersucht und bietet reichlich Optimierungspotenzial bei Aluminiumgusslegierungen mit hoher Verschleißfestigkeit und optimiertem mechanischem Verhalten bei erhöhten Temperaturbeanspruchungen.



**Abstract**

The safe assessment of temporary service load changes necessitates a fatigue analysis in general. In the presented research a micromechanical damage model, which stochastically calculates microcrack growth, was analyzed, enhanced and applied. The model is capable to describe the micromechanical process of microcrack nucleation and microcrack growth under consideration of the local barrier effect at the grain boundaries. Fatigue damage of polycrystals is governed by the nucleation and growth of microcracks. The stochastic microcrack growth model is based on the load-cycle-dependant formulation of a microcrack distribution at the surface of the specimen. The distribution of discrete crack lengths  $i$  can be expressed by their absolute probabilities  $p_i(t)$  at time  $t$ . The discrete crack length  $i$  stands for the number of passed grains at the specimen surface of a single microcrack. The microcrack growth can be described by a sequence of random successive jumps of one grain length each. An adequate mathematical model for this purpose is proven to be a Markov process with discrete conditions and continuous time. The microstructural barrier effect at the grain boundaries is covered by the concept of transition probabilities, governing the intensity of possible microcrack growth. The transition probabilities are determined by introducing an additional parameter describing the effect of uni- and multiaxial load amplitudes on material-specific distributions of local grain orientations. Varying local grain orientations are generated with a Monte Carlo simulation technique. For the randomly distributed grain orientations a shear stress criteria was used, identifying the fraction of slip systems with shear stresses larger than a critical value for given load amplitudes. By doing this, the influence of multiaxial loadings on fatigue life is fully covered. Besides a numerical calculation scheme, a time-efficient analytical approach for time-invariant transition probabilities was established.

The applicability of the enhanced microcrack growth model was proven for uni- and multiaxial loadings in validating the calculated results by well-established experimental data of the austenitic steel X6CrNiNb18-10. The stochastic model is capable to describe the evolution of fatigue damage at the specimen surface of X6CrNiNb18-10. The model consists of several modules, therefore additional mathematical descriptions of damage mechanisms can be added easily. A fatigue assessment can be performed by using the expectation value of the calculated microcrack distribution. The usage of the expectation value implies a homogeneous fatigue damage distribution at the specimen surface. In this work the applicability of the stochastic microcrack growth model for describing microcrack distribution and assessing lifetime was analyzed in detail. Based on the main equations, limits regarding possible load amplitude values were established.

In this research the applicability of the micromechanical damage model for a near eutectic Al-Si alloy was investigated. The examined alloy AlSi12Cu4MgNi2 exhibits good mechanical properties at elevated temperatures combined with a good wear resistance. AlSi12Cu4MgNi2 is used extensively for cast pistons in modern automotive engines. Besides a detailed material characterization (tensile tests at room and elevated temperatures with different heat treatments, evaluation of local microstructure) also fatigue tests at different temperatures were performed to assess the microstructural aspects of fatigue damage mechanisms. Isothermal fatigue tests of specimens are realized at ambient temperature,  $T=200^{\circ}\text{C}$ ,  $T=250^{\circ}\text{C}$  and  $T=400^{\circ}\text{C}$  both strain-controlled in the LCF regime and stress-controlled in the HCF regime. The fatigue damage mechanisms at different load amplitudes and temperatures, influenced by local microstructure, were qualified and quantified by a successive documentation of the specimen surfaces during the tests. The documented fatigue damage mechanisms at different testing temperatures and load amplitudes differ considerably. The dependency of microcrack initiation on inclusion morphology is clearly reduced at higher temperatures and load amplitudes. The number of microcrack initiation sites as far as

the homogeneity of microcrack growth is significantly raised at elevated temperatures. It can be noticed that at ambient temperature a spontaneous failure of the specimen linked to transcrystalline fracture of a blocky silicon crystal occurs. In contrast to the failure behaviour at ambient temperature, an almost homogeneous matrix distortion combined with the formation of macroscopic slip bands takes place at  $T=400^{\circ}\text{C}$  and high load resp. strain amplitudes: Fatigue damage is fully located in the matrix phase. Fractured inclusions, controlling the failure behaviour at ambient temperature, could not be noticed. At a testing temperature of  $T=250^{\circ}\text{C}$  both inclusion cracking and slip band formation depending on load amplitude was investigated. For higher load amplitudes the formation of slip bands with extrusions and microcracks, initiating at the interfaces of the heterogeneous piston alloy was identified. A possible link between damage occurrence and the characteristics of the damaged inclusion could not be noticed. At low load amplitudes both microcrack initiation at the interfaces and transcrystalline fracture of inclusions was documented. The failure of the tested specimens can be linked to the growth of a dominant single microcrack. In analyzing the documented results a clear dependency between microcrack initiation probability and inclusion morphology was found.

For the finite element simulations in this research, models based on real microstructures are used. The experimentally documented damage initiation mechanisms can be linked to a temperature-specific load transfer function, the occurrence of local plasticity and multiaxiality without taking substructural dislocation movement into account. To get the necessary material behaviour for both inclusion and matrix phase, an iterative calculation method based on "Embedded Cells" was established. Results of temperature-dependent tensile tests of  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  and the volume fraction of the inclusion phase serve as input parameters for the iterative algorithm. At elevated temperatures a noticeable reduction of material strength of the matrix phase takes place – the inclusions nearly remain unaffected by the temperature changes. The inclusion stresses at increasing temperatures are raised due to the incompatibility of the single phases, as already stated by the Eshelby approach for modeling composites. This statement is only valid for fully-elastic loadings. For elastic-plastic loadings at elevated temperatures a clear reduction of inclusion stresses caused by the increased plasticity in the matrix phase is noticed. Finally, the dependency between documented damage mechanisms and load amplitudes at elevated temperatures can be explained.

The applicability of the experimentally documented and analyzed different fatigue damage mechanisms in terms of the micromechanical damage model was analyzed for the different testing temperatures. The model requires, independently from possible additional mathematical descriptions of documented damage mechanisms, the occurrence of a distinguishable but homogeneously distributed fatigue damage evolution. If fatigue damage is mainly characterized by the initiation phase, the model cannot be applied. Single microcrack growth can principally be covered by the model, but does not lead to meaningful results. Beside difficulties to distinguish damage occurrence at higher testing temperatures it is not possible to define a microstructural cell, representing the barrier effect of microcrack growth. In using a stochastic model based on a Markov process, the barrier effect, represented by the transition probability, is implied by the definition of possible states and cannot be neglected. For representing the fatigue damage behaviour of  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$ , an analysis of the underlying damage mechanism based on dislocation movements, which forms the basis of all shown fatigue damage mechanisms would be meaningful.

In order to optimize the microstructure of Al-Si-alloys the performed investigations show that the common optimization strategies of single microstructural parameters, like

- reduction of the presence of large silicon crystals,



- optimization of the inclusion morphology and
- reduction of clusters,

are not mandatorily leading to the desired results in the relevant temperature range, but must be analyzed separately for each temperature and load level. Finally the influence of the aluminum matrix phase with the formation of complex precipitates and dislocation structures on fatigue life is not fully investigated. It can be assumed that such an analysis can provide series of possible approaches to optimize mechanical properties at elevated temperatures for cast aluminum alloys.



## 1 Einleitung und Zielsetzung

Bei der Lebensdauerberechnung von schwingend beanspruchten Bauteilen wird von der Annahme ausgegangen, dass jeder Zyklus im Werkstoff eine Schädigung bewirkt, die sich linear akkumuliert. Die Schädigung bedeutet mikrostrukturelle und physikalische Änderungen im Werkstoff, die ab einem gewissen werkstoffspezifischen Ausmaß zu einem Anriss führen. Diese zum Anriss führende Schädigung im Werkstoff wird indirekt als Funktion der im Bauteil herrschenden äquivalenten Dehnungsamplitude erfasst und als Anrisskennlinie in der Berechnung verwendet.

Mit dieser Vorgehensweise werden die komplexen werkstoffmechanischen Vorgänge bei der Werkstoffschädigung nur pauschalisierend beschrieben. Da die beschriebenen Anrisskennlinien an glatten Rundproben ermittelt werden, kann der Mehrachsigkeitseinfluss des Spannungszustandes nicht erfasst werden. Auch kann man bei unterschiedlichen Beanspruchungskollektiven im Allgemeinen nicht von einer linearen Akkumulation der Werkstoffschädigung ausgehen. Die tatsächliche Länge des Anrisses, die das entscheidende Kriterium bei der Ermittlung der Anrisskennlinie darstellen müsste, kann durch das beschriebene Verfahren nicht ermittelt werden. Eine Bewertung des Schädigungsgrades und damit des Lebensdauerverbrauchs zu einem bestimmten Zeitpunkt ist auch mit der Kenntnis der Belastungsvorgeschichte nur eingeschränkt möglich.

Um den Begriff der Werkstoffschädigung zu präzisieren und zu quantifizieren, muss bereits das mikrostrukturelle Risswachstum in die Analyse einbezogen werden. Dies ist nur mit Modellen möglich, die die Vorgänge in der Mikrostruktur, welche unter zyklischer Belastung zum Anriss führen, berücksichtigen. Geeignete mikromechanische Modelle müssen die Entwicklung und Ausbreitung von Mikrorissen, die für den Lebensdauerverbrauch maßgeblich sind, bei wechselnder Beanspruchung quantitativ beschreiben können. Genaue Kenntnisse und die Quantifizierung des Schädigungsverlaufs und damit verbunden eine bessere und genauere Bestimmung der Lebensdauer ermüdungsgefährdeter Bauteile ist sowohl aus technischer als auch ökonomischer Sichtweise anzustreben. Ein mikrostruktureller Ansatz erlaubt eine genauere Qualifizierung des Sicherheitsabstandes und eine genauere Bewertung des aktuellen Schädigungszustandes sowie der Restlebensdauer. Insbesondere gelingt mit einem auf der werkstoffspezifischen Mikrostruktur basierenden Schädigungsmodell die akkumulierte Schädigung bei zeitlich variierenden Belastungen realistisch vorherzusagen.

Ziel der Arbeit ist die Beschreibung mikrostruktureller Ermüdungsschädigung der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 bei unterschiedlichen Temperaturen und Beanspruchungshöhen, um eine verbesserte Werkstoffausnutzung zu erzielen. Die spezifische Leistung moderner PKW-Dieselmotoren hat sich in den vergangenen Jahren nahezu verdoppelt. Die Temperaturbeanspruchung und die Beanspruchungshöhe von Kolben sind dadurch deutlich gestiegen. Ein weiteres Ansteigen der thermischen und mechanischen Beanspruchungshöhe zur Verbesserung der spezifischen Leistung von PKW-Dieselskolben ist zu erwarten. Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, muss die Werkstoffentwicklung stetig vorangetrieben und müssen bestehende Werkstoffe optimal ausgenutzt werden. Der Ermittlung des Einflusses mikrostruktureller Aspekte auf die statische und zyklische Festigkeit wird eine tragende Rolle zur Optimierung und Verbesserung bestehender Werkstoffkonzepte zugeschrieben.

Um Verständnis über die Auswirkungen lokaler Mikrostruktur auf das temperatur- und lastabhängige Ermüdungsschädigungsverhalten zu gewinnen, werden im Rahmen dieser Arbeit mikrostrukturelle Beschreibungen der Ermüdungsschädigung sukzessiv geprüfter Proben ermittelt. Zur Erklärung der auftretenden Ermüdungsschädigungsmechanismen sind die den Schädigungsvorgang prägenden Wechselwirkungen der einzelnen Phasen von AlSi12Cu4MgNi2 durch experimentelle, analytische und numerische Verfahren zu untersu-

chen. Durch genaue Kenntnisse der dominierenden mikrostrukturell basierten Ermüdungsschädigungsformen bei unterschiedlichen Temperaturen können kritische Faktoren bestimmt und Empfehlungen zur Optimierung der Schwingfestigkeit von Aluminiumgusslegierungen im Bereich des Motorenbaus getroffen werden.

Neben der mikrostrukturellen Beschreibung von Ermüdungsschädigungsmechanismen von AlSi12Cu4MgNi2 wird zur Ermittlung der Lebensdauer schwingend beanspruchter Proben und Bauteilen eine an der MPA Universität Stuttgart entwickelte mikromechanische Schädigungsmodellvorstellung, welche den mikromechanischen Prozess der Nukleation, des Mikrorisswachstums, der Barrierewirkung und der Koaleszenz bei zyklischer Beanspruchung durch einen stochastischen Ansatz auf der Basis einer Markov-Kette beschreibt [1], neu konzipiert, erweitert und programmtechnisch umgesetzt. Das mikromechanische Modell beschreibt die Entwicklung und Ausbreitung von Mikrorissen an der Probenoberfläche, die für den Lebensdauerverbrauch maßgeblich sind. Das Modell basiert auf der Entwicklung einer Wahrscheinlichkeitsdichte  $p_0(t)$  wachstumsfähiger Keime und der Wahrscheinlichkeitsdichte  $p_i(t)$  der Risse der Länge  $i$  als Funktion der Zeit unter Berücksichtigung vorliegender mikrostruktureller Ermüdungsschädigungsmechanismen. Die diskrete Risslänge  $i$  wird dabei direkt mit werkstoffspezifischen, mikrostrukturellen Parametern gekoppelt formuliert. Im Rahmen dieser Arbeit wird dieser Modellansatz umgesetzt, umfangreich untersucht, Anwendungsgrenzen gezogen sowie Erweiterungsmöglichkeiten formuliert. Die Validierung des Modells zur Lebensdauerabschätzung wird am Beispiel des austenitischen Rohrleitungswerkstoffes X6CrNiNb18-10 gezeigt, welcher einen polykristallinen Ermüdungsschädigungsmechanismus mit einer modellspezifischen Kopplung der Mikrorisslänge zu den Kornabmessungen aufweist.

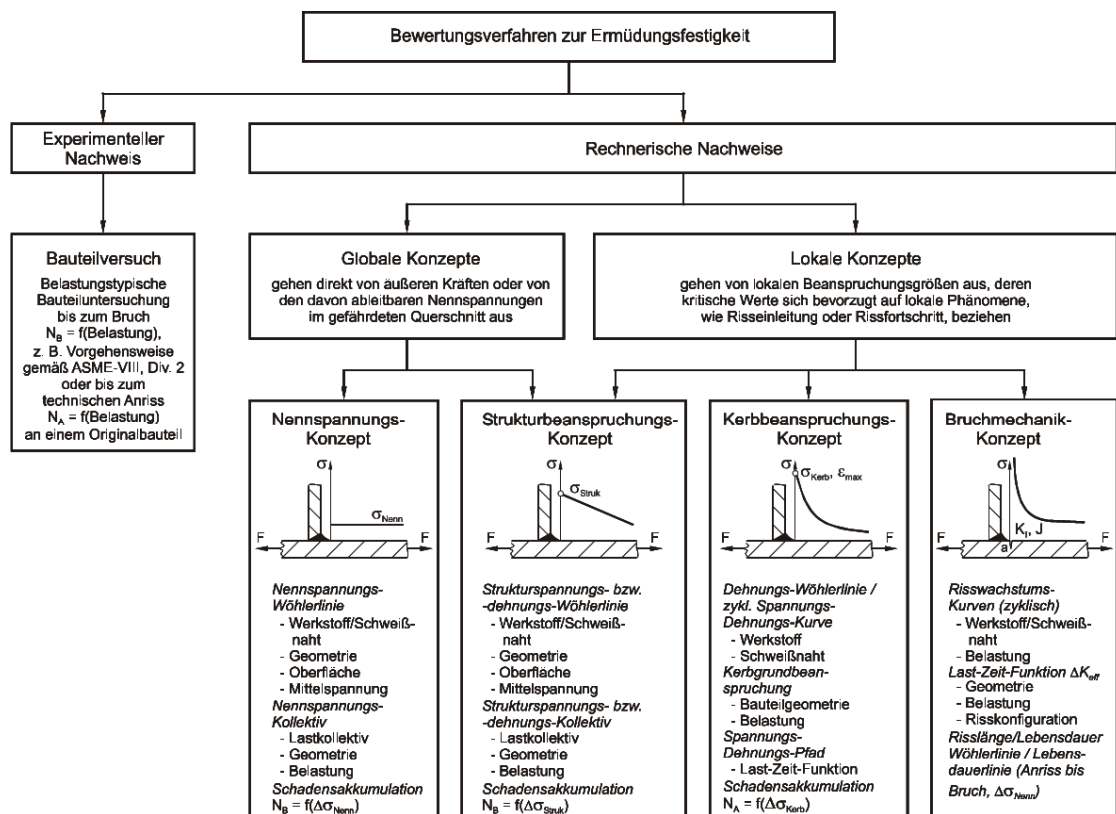
Nach erfolgter modularer Umsetzung des mikromechanischen Schädigungsmodells mit Erweiterungsmöglichkeiten zur Implementierung weiterer Mechanismen ist auf der Basis der ermittelten Anwendungsgrenzen die konkrete Anwendbarkeit des Modells zur Beschreibung der ermittelten Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 zu überprüfen. Bei der Anpassung der Modellparameter ist zu beachten, dass für den vielphasigen Aluminiumwerkstoff die Korngröße sicher nicht das einzige bzw. das geeignete Maß für die Bestimmung der Mikrorisslänge darstellt. Phasengrenzen innerhalb eines Kornes können hinsichtlich ihrer Barrierewirkung auf das Mikrorisswachstum ähnlich wirken. Metallografische Untersuchungen sollen zeigen, ob durch die Wahl von Elementarzellen (charakteristische Größe der Ermüdungsschädigung) anstelle von Korngrenzen, die auf mikrostrukturellen Größen basieren, wie beispielsweise freie Weglängen zwischen Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen, eine verfeinerte Diskretisierung des Gefüges für die Rissausbreitungsanalyse möglich ist. Die verwendete Elementarzelle muss Übereinstimmung zu experimentell ermittelbaren Rissstadien aufweisen, um die Evolution im Modell abbilden zu können.

Die materialspezifischen Modellparameter werden, wenn möglich, in das gegebenenfalls modifizierte und angepasste Schädigungsmodell implementiert. Die exemplarisch rechnerische Ermittlung der Schadensentwicklung bei AlSi12Cu4MgNi2 und der Vergleich der experimentell bestimmten Mikrorisslängenverteilungen bei halber Lebensdauer und für den Lebensdauerendzustand schließt sich an.

## 2 Grundlagen

### 2.1 Grundlagen der Lebensdauerberechnung

Zur Bewertung des Festigkeitsverhaltens bei Ermüdungsbeanspruchung stehen neben experimentellen Verfahren globale und lokale rechnerische Nachweisverfahren zur Verfügung, siehe Bild 1. Bei experimentellen Nachweisverfahren werden an Bauteilen Wöhler- und Lebensdauerlinien ermittelt. Es muss eine belastungstypische Bauteiluntersuchung bis zum Ermüdungsbruch ( $N=N_B$ ) bzw. bis zum technischen Anriss ( $N=N_A$ ) durchgeführt werden. Der technische Anriss kann definiert werden als prozentualer Abfall des maximalen Spannungsausschlags der Zyklen nach Erreichen stabiler Hystereseschleifen. Weitere Definitionen des technischen Anrisses beziehen sich auf den Steifigkeitsabfall der Entlastungsgeraden im Zugbereich sowie auf das Erreichen einer materialspezifisch definierten Risslänge.



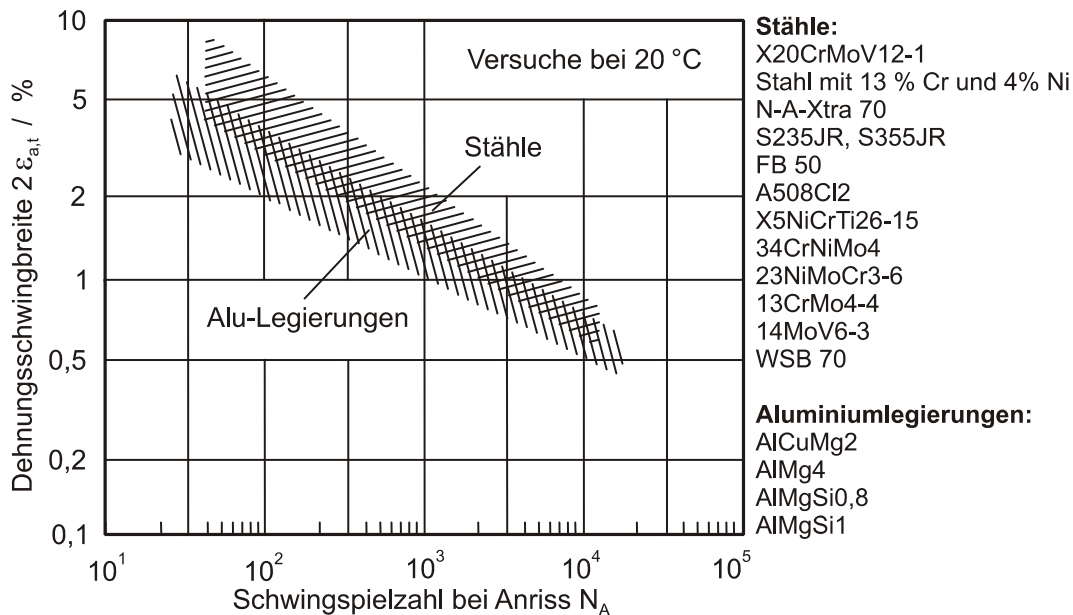
**Bild 1:** Verfahren zur Bewertung der Ermüdungsfestigkeit [2]

Der experimentelle Nachweis der Ermüdungsfestigkeit an Bauteilen bzw. an bauteilähnlichen Proben, welche die Beanspruchungsverhältnisse des Originalbauteils möglichst korrekt abbilden, ist zeitaufwendig und kostenintensiv. Durch den experimentellen Ermüdungsfestigkeitsnachweis werden dagegen alle Einflussfaktoren auf die Ermüdungsfestigkeit berücksichtigt. Eine Übertragbarkeit der Ergebnisse auf andere Bauteile und Belastungssituationen ist nur eingeschränkt möglich.

Das Nennspannungskonzept als globales rechnerisches Nachweisverfahren geht direkt von äußeren Kräften oder von den daraus ableitbaren Nennspannungen im gefährdeten Querschnitt als Beanspruchungshöhe aus. Die Anwendung des Verfahrens setzt die Kenntnis der höchstbeanspruchtesten Stelle voraus. Spannungserhöhungen aufgrund lokaler Kerbwirkung werden zur Bestimmung der Nennspannung nicht berücksichtigt. Die Nennspannung amplitude im gefährdeten Querschnitt wird mit einer experimentell ermittelten Nennspannungswöhlerlinie verglichen. Bei der Ermittlung dieser Wöhlerlinie müssen die der Nenn-

spannungswöhlerlinie zugrunde liegenden Proben alle Einflüsse aus Werkstoff, Geometrie (Formzahl), Oberflächenzustand und Größe entsprechend abbilden.

Lokale Konzepte berücksichtigen örtliche Beanspruchungsgrößen, deren kritische Größen sich bevorzugt auf lokale Phänomene, wie Risseinleitung und Rissfortschritt beziehen. Lokale Konzepte sind anzuwenden, wenn die wirkenden lokalen Beanspruchungen unter Berücksichtigung z.B. der Kerbwirkung ermittelt werden können. Die Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Pfade kann dabei experimentell als auch rechnerisch durchgeführt werden. Experimentelle Basis der Lebensdauerberechnung stellt dabei eine aus Dehnungswechselversuchen bestimmte Anrisskennlinie dar, welche an glatten polierten Proben ermittelt wird. **Bild 2** zeigt für Stähle und Aluminiumlegierungen das Streuband der Anrisskennlinien von Versuchen bei Raumtemperatur. Diese Anrisskennlinien weisen sowohl für Stahl als auch für Aluminiumlegierungen ein enges Streuband auf.



**Bild 2:** Streuband von Anrisskennlinien verschiedener Stähle und Aluminiumlegierungen [3]

Neben einer Aufteilung in einen Zeitfestigkeits- und (quasi-)Dauerfestigkeitsbereich hat sich insbesondere für die Zeitfestigkeit eine Aufteilung in die beiden Bereiche HCF (high cycle fatigue) und LCF (low cycle fatigue) durchgesetzt. Der Übergang zwischen hoch- und niedrigzyklischer Ermüdung wird bei Versagenslastspielzahlen von  $10^4$ - $10^5$  LW definiert. HCF und LCF bezeichnen demnach keine Belastungshöhe, sondern die Einordnung der Versagenslastspielzahl bei gegebener Belastung. Niedrigzyklische Ermüdungsversuche werden zumeist dehnungskontrolliert, hochzyklische Ermüdungsversuche spannungs- bzw. lastkontrolliert durchgeführt.

Die Beanspruchungszustände im Bauteil sind im Allgemeinen mehrachsrig und zeitlich veränderlich. Die wirkende komplexe Beanspruchung ist mit Hilfe von Festigkeitshypothesen in fiktive einachsige Beanspruchungszustände umzurechnen. Die errechnete Vergleichsbeanspruchung wird mit dem maßgeblichen Werkstoffkennwert verglichen.

Spannungsbasierte Festigkeitshypothesen zur Überführung eines zeitlich veränderlichen mehrachsigen Spannungszustandes in einachsige Vergleichsspannungen sind in **Tabelle 1** dargestellt. Dabei wird nach Synchronität und Art des Hauptachsensystem (körperfest / nicht körperfest) unterschieden. Spannungsbasierte Hypothesen werden zumeist zur dauerfesten Bauteilauslegung herangezogen. Einen vergleichenden Überblick zur dauerfesten Auslegung geben Roos et al. in [5] und [6]. Im Zeitfestigkeitsbereich werden aufgrund der nachgewiesenen verbesserten Vorhersagequalität zunehmend dehnungs- und energiebasierte (Verknüp-

fung von Spannung und Dehnung) Ansätze zur Überführung von mehrachsigen zyklischen Beanspruchungen in schädigungsäquivalente einachsige Beanspruchungen ohne Mittelspannung bzw. –dehnung verwendet, beispielsweise der Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper [7].

Festigkeithypothesen bei schwingender Beanspruchung		
Beanspruchung	Hauptachsensystem	Berechnungsverfahren
synchron	körperfest	Gestaltänderungsenergiehypothese Normalspannungshypothese
synchron	nicht körperfest	Modifizierte Festigkeithypothesen (Anstrengungsverhältnis nach Bach)
phasenverschoben	körperfest	Oktaederschubspannungshypothese Methode der kritischen Schnittebene
phasenverschoben	nicht körperfest	Mod. Oktaederschubspannungshypothese Methode der kritischen Schnittebene Schubspannungsintensitätshypothese

Tabelle 1: Festigkeithypothesen bei schwingender Beanspruchung

Zur Lebensdauerabschätzung mehrstufiger Beanspruchungen muss der Schädigungsanteil der einzelnen Beanspruchungsamplituden ermittelt und mit einer Schadensakkumulationshypothese als Gesamtschädigung ausgedrückt werden können. Konventionelle Lebensdauerbewertungsmethoden basieren zumeist auf makrophänomenologisch motivierten Ansätzen auf der Basis eines Zusammenhangs zwischen Schwingbreite und Lastspielzahl [8][9]. Die am häufigsten eingesetzte Schadensakkumulationshypothese ist die Regel nach Palmgren-Miner. Dabei wird unter der Verwendung einer Wöhler- bzw. Anrisskennlinie allen auftretenden Beanspruchungsamplituden ein Schädigungsanteil zugeordnet. Da von einer linearen Zunahme der Werkstoffschädigung ausgegangen wird, lässt sich der einzelne Beitrag zur Erschöpfung als Lebensdaueranteil  $D$  aus dem Quotienten aus spezifizierter Anzahl der Lastspiele und zulässiger Lastspielzahl bilden. Bei Erreichen eines Lebensdaueranteils von  $D=1$  wird Versagen postuliert. Mikrostrukturelle und physikalische Änderungen im Werkstoff werden dabei nur näherungsweise und pauschalisierend erfasst. Auch die zur Beschreibung und Abgrenzung wirkender mikrostruktureller Ermüdungsschädigungsmechanismen maßgebliche Unterscheidung zwischen mikrostrukturell kurzen, mechanisch und physikalisch kurzen sowie langen Rissen und deren jeweiliger Schädigungsrelevanz bleibt unberücksichtigt.

## 2.2 Zyklische Beanspruchung und Ermüdungsschädigung

Ermüdungsschädigung metallischer Werkstoffe setzt sich aus verschiedenen Phasen mit unterschiedlichen Größenskalierungen zusammen [10]:

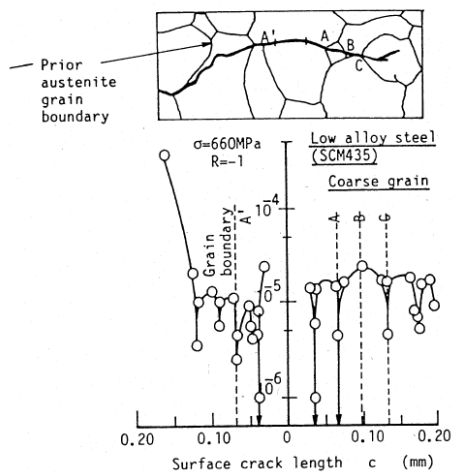
- Sub- und mikrostrukturelle Änderungen, beispielsweise auf der Basis von Versetzungsbewegungen, welche das Auftreten von Schädigung in Form von Mikrorissen verursachen,
- die Ausbildung von Mikrorissen,
- das Wachstum und die Koaleszenz mikroskopischer Risse zu einem dominierenden Riss (Makroriss),
- stabiles Risswachstum dominanter Makrorisse,

- Ermüdungsbruch / Versagen.

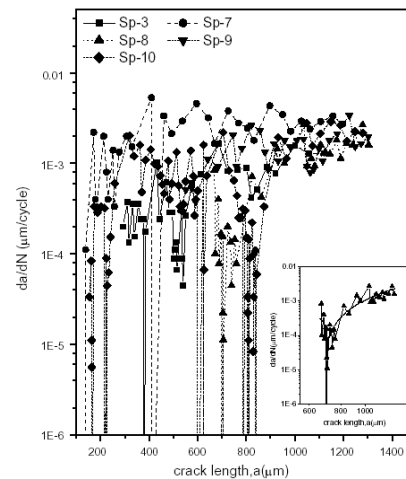
Allen gängigen Ansätzen zur Lebensdauerberechnung ist gemein, dass sie meist pauschal oder aber nur zur Beschreibung einer dieser ermüdungsspezifischen Phasen konzipiert sind und oft nur unzureichend die skalenübergreifenden Mechanismen und Wechselwirkungen beschreiben können.

Die Klassifizierung und Einordnung von Rissen ist in der Literatur oft nicht eindeutig. Eine differenzierte und weit verbreitete Rissklassifizierung wurde von Suresh und Ritchie angegeben [11]. Es wird dabei zwischen mikrostrukturellen kurzen, mechanisch kurzen, physikalischen kurzen und langen Rissen unterschieden.

Mikrostrukturell kurze Risse können dadurch definiert werden, dass ihre Rissausbreitungsgeschwindigkeit durch Wechselwirkungen mit der lokalen Mikrostruktur bestimmt ist. Sie haben ein grundsätzlich anderes Wachstumsverhalten als lange Risse. Der Einfluss der lokalen Mikrostruktur auf das Risswachstumverhalten ist dabei maßgebend. Wechselwirkungen mit der lokalen Mikrostruktur können an Korngrenzen mit dem jeweiligen Orientierungsunterschied der einzelnen Körner, an Phasengrenzen sowie an Partikeln und Ausscheidungen auftreten. Mikrostrukturell kurze Risse sind in ihren Abmessungen an den Werkstoff charakterisierende, mikrostrukturelle Größen gebunden. Sie initiieren bei Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors, die unter den für Langrisse bestimmten Schwellwert  $\Delta K_{th}$  liegen. Der Schwellwert  $\Delta K_{th}$  besitzt demnach nur für die Betrachtung von langen Rissen Gültigkeit. Dies ist dann der Fall, wenn die Risslänge im Vergleich zu mikrostrukturellen Größen hinreichend groß und die plastische Zone an der Rissspitze klein im Vergleich zu den Probenabmessungen ist. So fordert beispielsweise die FKM-Richtlinie eine plastische Zone an der Rissspitze, welche in ihren Abmessungen um den Faktor fünf bis zehn kleiner als die Risslänge ist [12]. Das Kitagawa-Diagramm stellt den Einfluss der Länge von kurzen und langen Rissen auf die dauerhaft ertragbare Spannungsamplitude kompakt dar [13][14].



**Bild 3:** Experimentelle Mikrorisswachstumsgeschwindigkeiten an mikrostrukturellen Barrieren [15]



**Bild 4:** Risswachstumsgeschwindigkeiten kurzer Risse in Abhängigkeit der Risslänge [16]

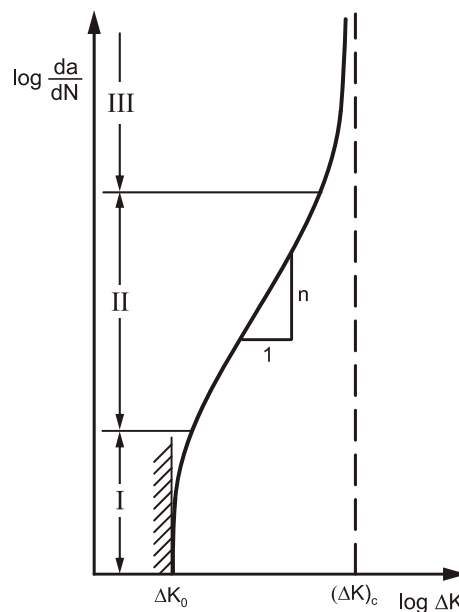
Durch mikrostrukturell kurze Risse wird die dauerhaft ertragbare Spannungsamplitude nicht reduziert. Wenn die Belastung nicht hoch genug ist, kann an der ersten mikrostrukturellen Barriere, beispielsweise an einer Korngrenze, neben einer vorliegenden deutlichen Reduktion der Risswachstumsgeschwindigkeit ein Rissstopp festgestellt werden. An Korngrenzen reduziert sich die Risswachstumsgeschwindigkeit deutlich, siehe **Bild 3**. Die Wachstumsgeschwindigkeit mikrostrukturell kurzer Risse wird maßgeblich durch die Mikrostruktur beeinflusst. Bei höheren Belastungsamplituden wächst der mikrostrukturell kurze Riss durch Über-



schreiten der ersten Barriere im nächsten Korn weiter – ein Rissstopp an weiteren mikrostrukturellen Barrieren wird durch die zunehmende Mikrorisslänge unwahrscheinlicher.

Die Wachstumsgeschwindigkeit kurzer Risse kann im Vergleich zum Langrissverhalten signifikant erhöht sein. Kurze Risse können aufgrund fehlender Risschließeffekte eine höhere Risswachstumsgeschwindigkeit bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor an der Rissspitze als Langrisse aufweisen, siehe [Bild 4](#).

Bei langen Rissen reduziert der Risschließeffekt die auf den Riss wirkende effektive Spannungsschwingbreite. Nach Überschreiten einer gewissen Risslänge treten die Wechselwirkungen mit der Mikrostruktur in den Hintergrund und das Risswachstum wird vorwiegend durch die mechanische Beanspruchung in der plastischen Zone vor der Rissspitze bestimmt [17]. Diese Kurzrisse werden als mechanisch kurze Risse bezeichnet. Die dauerhaft ertragbare Spannungsamplitude ist durch die zunehmende Risslänge reduziert. Der Übergang zu physikalisch kurzen Rissen findet statt, wenn die plastische Zone an der Rissspitze vernachlässigbar klein wird und Methoden der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) angewendet werden können [17]. Das Kitagawa-Diagramm bietet eine Möglichkeit zur Abschätzung der Übergangsrisslänge zwischen mechanisch kurzen und mechanisch langen Rissen [13][14]. Zur Abgrenzung von kurzen und langen Rissen können der Literatur neben dem Kitagawa-Diagramm verschiedene Definitionen auf Basis der Anzahl der vom Riss durchlaufenden Körner sowie des Einflusses der plastischen Zone auf benachbarte Körner entnommen werden [15][18][19].



**Bild 5:** Risswachstumsrate in Abhängigkeit von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  [2]

Das Wachstumsverhalten von langen Rissen kann mit der Paris-Gleichung beschrieben werden [20]. Lange Risse sind im Gegensatz zu kurzen Rissen durch Tiefenrisswachstum geprägt. Der Zusammenhang zwischen der Schwingbreite der Spannungsintensität  $\Delta K$  und der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  wird nach oben begrenzt durch den Bruchwert  $K_c$ . Die untere Grenze stellt der Threshold der Schwingbreite der Spannungsintensität  $\Delta K_0$  bzw.  $\Delta K_{th}$  dar, bei welchem kein messbares Risswachstum mehr auftritt. Die doppellogarithmische Auftragung von  $da/dN$  über  $\Delta K$  ergibt den in [Bild 5](#) dargestellten typischen Kurvenlauf. Die Kurve lässt sich in drei Bereiche unterteilen: Bereich I liegt zwischen dem Threshold-Wert und einer Risswachstumsgeschwindigkeit von  $10^{-5}$  und  $10^{-4}$  mm/Lastwechsel.

Für Bereich II existiert ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen  $\log(da/dN)$  und  $\log(\Delta K)$ . Paris formuliert einen Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate und Schwingbreite der Spannungsintensität in Form eines Potenzgesetzes:

$$\frac{da}{dN} = C_0 \cdot (\Delta K)^n \quad (1)$$

Die Materialparameter  $C_0$  und  $n$  müssen dabei durch experimentelle Untersuchungen bestimmt werden. Zu beachten ist, dass der Einfluss des Spannungsverhältnisses  $R$  in der Paris-Gleichung nicht berücksichtigt ist. Bereich III ist durch eine überproportionale Zunahme des Rissfortschritts bis zum Erreichen der kritischen Beanspruchungshöhe  $K_c$  gekennzeichnet. Im Bereich geringerer (Bereich I) und zunehmender Risswachstumsgeschwindigkeiten (Bereich III) ist die Paris-Beziehung nicht gültig.

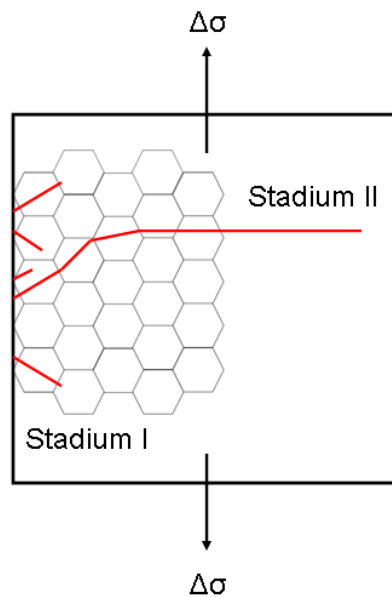


Bild 6: Stadien der Ermüdungsrissausbildung in Anlehnung an [21]

Eine ebenfalls weit verbreitete Klassifizierung von Ermüdungsrissen wurde von Laird [21] auf der Basis der phänomenologischen Beschreibung von Ermüdungsmikrorissen nach Forsyth [22] vorgenommen. Es wird dabei zwischen einem schubspannungskontrollierten Mode-II-Wachsen des Mikrorisses nach Initiierung an der Oberfläche über mehrere Körner entlang dominanter Ermüdungsgleitbänder (Stadium I) und einem anschließenden normalspannungskontrollierten Mode-I-Wachstum (Stadium II) unterschieden, siehe Bild 6. Im Stadium I streut die Rissausbildungsgeschwindigkeit stark und kann aufgrund mikrostruktureller Barrieren charakteristische Minima annehmen. Diesem mikrostrukturell definierten Risswachstum schließt sich ein von der äußeren Beanspruchung bestimmtes normalspannungskontrolliertes Wachsen mit abnehmendem Einfluss der lokalen Mikrostruktur an (Stadium II). Stadium II ist bei duktilen Werkstoffen durch charakteristische Rastlinien auf der Bruchfläche gekennzeichnet. Die Unterteilung ist von Bedeutung, da die werkstoffmechanischen Vorgänge auf unterschiedlichen Mechanismen beruhen. Der beschriebene abnehmende Einfluss der lokalen Mikrostruktur auf das Rissfortschrittsverhalten entspricht definitionsgemäß dem Übergang von mikrostrukturell kurzen zu mechanisch kurzen Rissen. Die Mechanismenbeschreibung von Stadium II nach Laird beschreibt aber vielmehr das Wachstumsverhalten von langen Rissen. Die detailliertere Unterteilung im Kurzrisbereich nach Suresh & Ritchie entfällt und wird bei der Rissklassifikation nach Laird in die Definition des Stadiums I integriert.

Werkstoffspezifische Ermüdungsschädigung ist aufgrund der skalenübergreifenden Mechanismen mit Kopplungen zu mikrostrukturellen Parametern nicht ausschließlich phänomenologisch zu beschreiben. Gerade konventionelle Lebensdauerbewertungsmethoden sowie bruchmechanische Ansätze können Änderungen der Lebensdauer aufgrund von mikrostrukturellen Modifikationen nicht oder nur eingeschränkt abbilden. Ein Verständnis der spezifischen mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen ist zur Beurteilung und Optimierung bestehender Werkstoffkonzepte hinsichtlich ihres Ermüdungsverhaltens anzustreben.

Bei zyklisch beanspruchten Bauteilen ist mit zunehmender Zahl der Beanspruchungswechsel eine Abnahme der Festigkeitseigenschaften infolge des Entstehens von Mikrorissen zu beobachten. Die Rissinitiierung findet insbesondere im LCF-Bereich an der Oberfläche statt. Die Rissbildung ist grundsätzlich durch Spannungskonzentratoren bestimmt, die zu lokalen plastischen Verformungen oder zum Brechen spröder Ausscheidungen führen [10]. Die Ursachen von lokalen Spannungs- und Dehnungskonzentratoren sind je nach untersuchtem Werkstoff vielfältig und müssen experimentell nachgewiesen werden:

- Bearbeitungsbedingte Oberflächenrauigkeiten und -kerben,
- Oberflächenprotrusionen aufgrund der Ausbildung persistenter Gleitbänder [23],
- Partikel, Ausscheidungen sowie Korngrenzen.

Trotz des Fehlens werkstoffbedingter Spannungskonzentratoren kann durch (lokale) plastische Wechselverformung Mikrorissinitiierung einsetzen. Es lassen sich an der Oberfläche Gleitbänder, resultierend aus der Irreversibilität der plastischen Verformungen aufgrund von Wechselwirkungen der Versetzungen untereinander, detektieren.

Extrusionen und Intrusionen sind als spezielle Arten von Gleitbändern bekannt. Der Verlauf und die Geometrie der Gleitbänder sind eng mit der Kristallographie des Werkstoffs verbunden. Für kubisch-flächenzentrierte Metalle, die zwölf gleichwertige Hauptgleitsysteme besitzen, sind Intrusionen und Extrusionen ein charakteristisches Merkmal. Kubisch-raumzentrierte Metalle weisen eher eine wellige und unregelmäßige Scherbänder auf, die oft durch Quergleiten der Versetzungen zustande kommen. Die Entstehung von Intrusionen und Extrusionen wurde in den 50er Jahren bei polykristallinem Kupfer (99,99%) unter zyklischer Belastung beobachtet [23][24]. Gleitbänder mit Extrusions- und Intrusionsbildung stellen potenzielle Initiierungsorte für Ermüdungsmikrorisse dar [25]. Es existieren verschiedene Modellvorstellungen auf der Basis irreversibler Versetzungsbewegungen wie beispielsweise der Entstehung von Versetzungsdipolen, Versetzungsannihilation und Leerstellenproduktion. Eines der ersten Modelle zur Bildung von Extrusionen und Intrusionen stammt von P.J.E. Forsyth [26]. Extrusionen werden als dünne aus dem Werkstoffinneren entlang der Gleitbänder extrudierte Materialschichten dargestellt, siehe Bild 7. Forsyth hat die Extrusionsbildung substrukturell mit der Agglomeration von Leerstellen verknüpft.

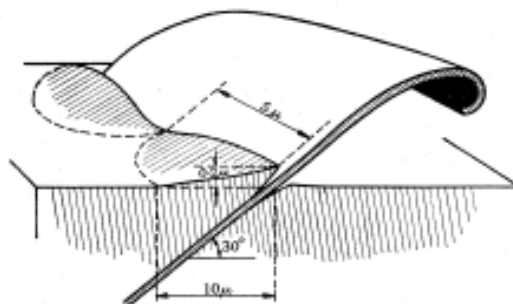


Bild 7: Schematische Extrusionsdarstellung einer zyklisch beanspruchten Al4Cu-Legierung [25]

Die Bildung von Extrusionen an zyklisch beanspruchten Kupfereinkristallen wird mit der Bildung von Versetzungszellstrukturen verknüpft. Basierend auf experimentellen Untersuchungen entwickelten Essmann, Gösele und Mughrabi ein Zwei-Stufen-Modell zur Beschreibung der Vorgänge in persistenten Gleitbändern (PSB) auf der Basis der Annihilation von Schraubenversetzungen, Leerstellenbildung und irreversibler Gleitprozesse [27]. Die Wachstumskinetik von Ermüdungsgleitbändern mit Extrusionen wurde von Baxter an einer EN AW-6061-T6-Legierung untersucht, der dem Wachstumsprozess eines einzelnen Gleitbandes eine Wurzelfunktion zur Beschreibung der aktuellen Länge bezogen auf die Zyklenzahl zugrunde legt [28].

Experimentelle Untersuchungen von persistenten Gleitbändern wurden zumeist an Kupfer- und Nickeleinkristallen sowie an polykristallinem Kupfer bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnungsamplituden durchgeführt. Informationen über die Entwicklung persistenter Gleitbänder bei zyklischer Beanspruchung an technisch relevanten Legierungen liegen nur in Ausnahmefällen, wie beispielsweise an austenitischen Stählen vor [29].

Das Auftreten von persistenten Gleitbändern ist dabei an den Sättigungsbereich (eingeschwungener Zustand) gekoppelt. Für Reinaluminium und für Aluminiumlegierungen wird eine Bildung von Versetzungszellstrukturen mit erhöhter Versetzungsdichte in den Zellwänden nachgewiesen, welche durch Legierungselemente wie beispielsweise Magnesium und Silizium in ihren Abmessungen beeinflusst werden [29]. Für Legierungen mit Einschlussphasen ist ein Versetzungsaufstau („dislocation pile-up“) an Einschlüssen zu berücksichtigen. Es wird postuliert, dass Ermüdungsrissinitiierung durch das Brechen der Einschlüsse oder dem Versagen der Phasengrenze bei der in dieser Arbeit relevanten Al-Si-Legierungen aufgrund der Akkumulation von Versetzungen aufgrund von Quergleiten und damit einhergehenden lokaler Erhöhung des Spannungsfeldes an Einschlüssen erfolgt [30].

Alle Untersuchungen gehen dabei von einer integralen elastisch-plastischen Beanspruchungshöhe aus. Systematische Untersuchungen einer sich ausbildenden Versetzungsstruktur bei HCF-Beanspruchung mit einem möglichen Auftreten lokaler Plastizität aufgrund der als Spannungskonzentrator wirkenden Inhomogenität zwischen Matrix- und Einschlussphase, wie sie bei AlSi12Cu4MgNi2 zu erwarten ist, liegen nicht bzw. nur schematisch vor. Dieser gefügespezifische Spannungskonzentrator wird auch als innere Kerbwirkung bezeichnet [31].

Für polykristalline Werkstoffe kann ein Ermüdungsschädigungsmechanismus, welcher auf der Ausbildung von kornorientierungsspezifischen Gleitbändern auf der Basis von Versetzungsbewegungen beruht, nachgewiesen werden:

Bei mechanischer Belastung führen zunehmend Dehnungen zu lokalen plastischen Fließvorgängen. Abgleichvorgänge treten dort bevorzugt auf, wo durch Spannungszustand und lokaler Kornorientierung die höchste Schmid'sche Schubspannung auf das entsprechende Gleitsystem auftritt. Wenn die Schubspannung in einem günstig orientierten Hauptgleitsystem die kritische Schubspannung, welche sich aus der Versetzungstheorie ergibt, überschreitet, können Versetzungsbewegungen initiiert werden. Diese lokalen Gleitungen sind aufgrund der lokalen Anisotropie der einzelnen Körner makroskopisch kaum zu detektieren. An der Korngrenze findet aufgrund der Missorientierung der beteiligten Körner ein Versetzungsstau statt, der die elastische Spannung auf das Nachbarkorn erhöht, bis auch dort eine Versetzungsquelle aktiviert wird, die kritische Schubspannung überschritten und plastische Verformung initiiert wird [32][33]. Die allgemeine Bedingung für die Gleitübertragung ins Nachbarkorn steht in einem engen Zusammenhang zur Hall-Petch-Beziehung [17], welche die Verfestigungsfähigkeit eines polykristallinen Werkstoffs in Abhängigkeit zur Korngröße beschreibt. So ist bei feinkörnigen polykristallinen Werkstoffen eine vergleichsweise höhere

kritische Schubspannung zu erwarten. Die Anzahl der aufgestauten Versetzungen und die dazu proportionale Spannungserhöhung an der Korngrenze ist abhängig von der freien Weglänge und der wirkenden Beanspruchung [34]. Das lokale Spannungsfeld einer Versetzung führt zu einer als kinematische Rückspannung bezeichneten Abnahme der Versetzungswechselwirkungen. Darin begründet sich auch, dass der Abstand einzelner aufgestauter aufeinanderfolgender Versetzungen an einer mikrostrukturellen Barriere stetig zunimmt [35].

Sollte der Spannungsanstieg infolge des Versetzungsaufstaus an den Korn- oder Phasengrenzen nicht durch das Aktivieren von Gleitsystemen abgebaut werden können, kann Rissinitiation eintreten. Im Falle eines Vorhandenseins bzw. der Neubildung eines kristallografischen Mikrorisses, muss der lokale Spannungsanstieg nicht zwangsläufig über induzierte Gleitvorgänge des Nachbarkorns abgebaut, sondern kann auch durch Risswachstum innerhalb des Kornes und über die Korngrenze hinweg kompensiert werden [17]. Da mit zunehmender Risslänge die Spannung stark zunimmt und Beweglichkeit der Versetzungen durch die Wechselwirkung der Versetzungen untereinander wiederum abnimmt, wird die Rissausbreitung behindert, was das für Kurzrisse typische oszillierende Risswachstumsverhalten bedingt. Navarro und de los Rios begründen diese Vorgänge mit einer Gleitbewegungsbehinderung aufgrund der Barrierewirkung und einer Abnahme der plastischen Zone an der Risspitze mit darin resultierender Abnahme der Risswachstumsrate [36].

Einen wesentlichen Einfluss auf die Wahrscheinlichkeit des Wachstums eines Mikrorisses über eine Korngrenze hinweg haben die Missorientierungsbeziehungen der beteiligten Körner. Die Missorientierungsbeziehung definiert den Einfluss der Korngrenze auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit und somit die Barrierewirkung: Bei Kleinwinkelkorngrenzen kann aufgrund einer definitionsgemäß geringen Missorientierung eine geringe Barrierewirkung - bei Großwinkelkorngrenzen ein deutlicher Einfluss der mikrostrukturellen Barriere auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit nachgewiesen werden [37][38].

### 2.3 Ermüdungsschädigung bei Aluminiumgusslegierungen

Die mikrostrukturellen Vorgänge der Ermüdungsschädigung bei Aluminiumgusslegierungen mit Silizium als Hauptlegierungselement sowie partikelverstärkten Aluminiumlegierungen weisen verglichen mit den Beobachtungen und Modellvorstellungen an Einkristallen oder polykristallinen einphasigen Werkstoffen eine komplexere Charakteristik auf. Bei mehrphasigen Werkstoffen stellen Phasengrenzen als mikrostrukturelle Barrieren eine wesentliche Größe zur Beschreibung und Beurteilung der lokalen Schädigungsentwicklung dar. Wie in Kapitel 2.2 beschrieben, sind bei einphasigen Werkstoffen Möglichkeiten der Rissnukleation durch die weitgehend homogene Mikrostruktur eingeschränkt. Im Vergleich zu homogenen Werkstoffen kann die Ermüdungsschädigung an mehrphasigen Werkstoffen auf zahlreichen mikrostrukturellen Parametern, der Topologie, den mechanischen Eigenschaften der einzelnen Phasen und deren Verhalten auf die wirkende Ermüdungsbeanspruchung basieren. Die bei Al-Si-Gusslegierungen auftretenden Phasen wie Siliziumkristalle, intermetallischen Phasen und Ausscheidungen ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) werden in spezifischer Literatur oft durch verallgemeinerte Begriffe wie Einschlüsse oder Partikel zusammengefasst. Streng genommen müssen die Begrifflichkeiten in ihrem korrekten Zusammenhang verwendet werden. So sind Ausscheidungen sekundäre Phasen, die sich als Folge einer abnehmenden Löslichkeit bei fallender Temperatur bilden ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ). Als intermetallische Phasen bezeichnet man Verbindungen aus zwei oder mehr Metallen, die im Unterschied zu Legierungen abweichende Gitterstrukturen zeigen. Dementsprechend sind sowohl  $\text{Al}_2\text{Cu}$  als auch  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -Ausscheidungen intermetallische Phasen. Siliziumkristalle dagegen sind einphasig, aber in einem spezifischen Kristallgitter angeordnet. Der Begriff Partikel wird zumeist im Zusammenhang mit verstärkten Materialien verwendet. Im Rahmen dieser Arbeit wird versucht, entsprechende Phasen korrekt zu bezeichnen. Bei zusammenfassenden Erklärungen unter

Berücksichtigung aller Zweitphasen werden angelehnt an die englischsprachige Literatur die Begriffe Einschluss und Partikel verwendet.

In der Literatur sind für Al-Si-Legierungen fünf potenzielle mikrostrukturelle Initiierungsstellen für Ermüdungsrisse dokumentiert bzw. vorstellbar:

- Ermüdungsrissinitiierung an Poren [39][40][41],
- Ermüdungsrissinitiierung an Siliziumkristallen [39][40][42][43],
- Ermüdungsrissinitiierung an intermetallischen Phasen [42][43][99],
- Ermüdungsrissinitiierung an Oxiden [40][41],
- Ermüdungsrissinitiierung an Gleitbändern [44] (keine Al-Si-Legierung).

Die herausragende Stellung des Einflusses der Siliziummorphologie auf das Ermüdungsverhalten wird durch eine Vielzahl an Untersuchungen gestützt. 1971 stellten Bowles et al. in [45] den Einfluss von Partikeln und Ausscheidungen in Aluminiumlegierungen auf die Rissinitiierung bei zyklischer Belastung fest. Plumtree und Schäfer beobachteten an Al-Si-Legierungen mit einem Siliziumanteil von 7-12% die überwiegende Initiierung von Ermüdungsmikrorissen an Siliziumagglomerationen (Clustern) [46]. Shiozawa et al. beschreiben die hohe Wahrscheinlichkeit der Initiierung von Mikrorissen an großen Siliziumkristallen bei eutektischen Al-Si-Mg-Cu-Legierungen [39].

Eine aktuelle Untersuchung von Joyce et al. an einer AlSi12-Legierung mit nicht näher spezifizierten Cu, Ni und Mg-Anteilen (Kolbenguss) belegt die in älteren Untersuchungen beschriebene dominante Schädigungsinitiierung an Siliziumkristallen [43]. Die Proben, die bei Raumtemperatur durchgeführten 3-Punkt-Biegeversuche, weisen Mikrorissinitiierung an gebrochenen und abgelösten Siliziumkristallen und in zwei Einzelfällen an intermetallischen Phasen auf. Rissinitiierung an Poren, Oxiden sowie die Bildung von Ermüdungsgleitbandstrukturen wurde nicht festgestellt. Die Untersuchungen zeigen, dass große, unförmige Primärsiliziumkristalle als Spannungskonzentrator wirken und potenzielle Orte der Rissinitiierung darstellen. Große Siliziumkristalle weisen eine reduzierte Bruchfestigkeit auf, die aus der größeren Wahrscheinlichkeit von Defekten aufgrund der Größe der Siliziumkristalle resultiert. Ziel der Werkstoffoptimierung, insbesondere für Kolbenlegierungen, sollte daher immer die Größenreduktion von Partikeln sein [47]. Dokumentiert ist in diesen Untersuchungen, dass bei Raumtemperatur ein Brechen der Siliziumkristalle, bei höheren Temperaturen ein Versagen im Übergangsbereich zwischen Siliziumkristall und Aluminiummatrix als Ermüdungsschädigungsform dominiert.

Chawla et al. zeigen für die mit Siliziumkarbid (SiC) verstärkte EN AW-2080-Legierung die gegensätzlichen Entwicklungsrichtungen zur Steigerung der Ermüdungsfestigkeit auf. Durch die Zugabe von Partikeln in eine duktile Matrix kann die Ermüdungsfestigkeit von Werkstoffen gesteigert werden, was in einer Lastübertragung auf die harten Partikel und einer gleichzeitigen Entlastung der Matrix begründet ist [48]. Dagegen kann aber auch gezeigt werden, dass Ermüdungsrissinitiierung gerade an großen Partikeln bzw. Partikelagglomerationen begünstigt wird. Während bei EN AW-2080/SiC/20p ein deutlicher Zusammenhang zwischen Lebensdauer und Partikelgröße aufgezeigt werden kann, ist bei EN AW-2080/SiC/30p keine negative Auswirkung großer Partikel festzustellen. Die Untersuchungen zeigen, dass auch für Aluminiumgusslegierungen eine Bewertung mikrostruktureller Größen zur Optimierung der Ermüdungsfestigkeit nicht pauschalisierend auf weitere Al-Si-Legierungen mit abweichenden Legierungszusammensetzungen und Wärmebehandlungen übertragen werden kann.

Stolarz et al. zeigen mit Untersuchungen des mikrostrukturellen Ermüdungsverhaltens unterschiedlicher eutektischer Al-Si-Legierungen bei LCF-Beanspruchung eine in Abhängigkeit zu mikrostrukturellen Parametern stehende Schädigungsform [42]. Alle Rissinitiierungsstellen werden dabei den spröden Siliziumkristallen zugeordnet, welche entweder im Übergangsbereich (Interface) zwischen eutektisch erstarrten Siliziumkristallen und Matrix einen Riss bilden oder bei Primärsiliziumkristallen transkristallin als Partikelbruch aufzufinden sind. Es wird dabei in Abhängigkeit zum Mikrostrukturparameter  $l_{\max}$ , welcher die maximale Länge von Siliziumkristallen an der Oberfläche beschreibt, und  $\lambda$ , der den mittleren Abstand der Siliziumkristalle untereinander darstellt, eine Klassifizierung der Ermüdungsschädigung vorgenommen: Für kleine  $l_{\max}/\lambda$ -Verhältnisse wird die Initiierung an einer Vielzahl von Partikeln postuliert, was aufgrund der Blockadewirkung des Risswachstums durch die duktile Matrix zu hohen Lebensdauern führt. Für hohe  $l_{\max}/\lambda$ -Verhältnisse wird ein Einzelrisswachstum aufgrund der geringen Barrierewirkung beobachtet, was mit einer Reduktion der Lebensdauer einhergeht. Das Verhältnis  $l_{\max}/\lambda$  wird dabei zur Beschreibung des relativen Widerstands einer Barriere unter der Wirkung eines Spannungsfelds resultierend aus der maximalen Länge eines geschädigten Siliziumkristalls herangezogen.

Zwei Mikromechanismen können hinsichtlich Rissinitiierung an Siliziumkristallen unterschieden werden: Bruch und Dekohäsion (Schädigung der Phasengrenze zwischen Einschluss- und Matrixphase) [40][43]. Im Allgemeinen wird die Ablösung von Einschlüssen in untereutektischen Legierungen und in Legierungen mit kleinen Siliziumkristallen festgestellt. Große Kristalle, insbesondere Primärsiliziumkristalle neigen dagegen zu einem Versagen durch Bruch. Über den Dualismus zwischen Partikelbruch und Partikeldekohäsion liefern Babout et al. in [49] einen Lösungsansatz auf der Basis der Verfestigungsfähigkeit der duktilen Matrix. Aus experimentellen Untersuchungen zeigt sich, dass eine Matrix aus Reinaluminium (niedrige Fließgrenze, niedrige Verfestigungsfähigkeit) im Vergleich zu EN AW-2124 (AlCu4Mg1) zu Partikeldekohäsionen statt zu Partikelbrüchen neigt. Die Ergebnisse zeigen, dass der Mikromechanismus an Siliziumkristallen in Abhängigkeit zur umgebenden Matrix steht. Ergänzend zu der Matrixabhängigkeit des wirkenden Schädigungsinitiierungsmechanismus kann durch Untersuchungen an Bruchflächen gezeigt werden, dass mittels der Spannungsintensität  $K$  der Rissverlauf abgeschätzt werden kann. Bei hoher Spannungsintensität sind Partikelbrüche dominierend, bei niedriger Spannungsintensität überwiegt die Ablösung der Partikel [50].

Eine Erklärung, warum Siliziumkristalle und intermetallische Phasen in Form von Dekohäsionsrissen und Brüchen versagen, wird gemäß einer kontinuumsmechanischen Sichtweise durch die Lastverteilung bei inhomogenen Werkstoffen gegeben. Die in den Studien untersuchten Werkstoffe zeichnen sich durch eine weiche Matrix und harte Einschlüsse aus. Aufgrund der Unterschiede der elastischen Eigenschaften der einzelnen Phasen stellt sich unter externer mechanischer Last eine Inkompatibilität zwischen Matrix und Einschluss ein. Die härtesten Einschlüsse übertragen proportional eine höhere Last als die weiche Matrix [51]. Wenn die durch den Siliziumkristall zu übertragende Last die Bruchfestigkeit des Einschlusses übersteigt, tritt Versagen ein. Trotz der mittleren Lastreduktion der Matrix, treten in einschlussnahen Bereichen hohe Spannungen und lokale Plastizität auf. Wenn diese einen kritischen Wert übersteigt, wird das Auftreten von Dekohäsion bzw. Grenzflächenrissen postuliert [52]. Die kontinuumsmechanische Vorgehensweise verknüpft das Auftreten von Ermüdungsrissen mit dem Vorhandensein lokaler Plastizität aufgrund von Spannungskonzentratoren oder mikroskopischen Defekten. Anders ausgedrückt können Mikrorisse ohne das Vorhandensein lokaler Plastizität nur mit äußerst geringer Wahrscheinlichkeit auftreten [30]. Hinsichtlich der bereits erwähnten Phasen unterschiedlicher Größenskalierungen kann das Auftreten von Mikrorissen aber auch substrukturell in Form von Versetzungsbewegungen dargestellt werden. Die gängige Theorie zur substrukturellen Beschreibung der Partikel-

schädigung unter Ermüdungsbeanspruchung ist der Aufstau von Versetzungen an Partikeln (dislocation pile-up), was zu einer Erhöhung des lokalen Spannungsfeldes führt. Die zyklische Steigerung des Spannungsfeldes innerhalb und um das betrachtete Partikel führt demnach sukzessive zu Partikelschädigung in Form von Dekohäsion oder Bruch. Zur Beschreibung der substrukturellen Vorgänge existieren in der Literatur mehrere Modellvorstellungen [30][53][54]– die bekannteste wohl von Tanaka und Mura [54].

Ausgangspunkt und Motivation für das Modell von Tanaka und Mura ist der Befund, dass die Ermüdungsfestigkeit hochfester Legierungen durch die Bildung von Einschlüssen abnimmt. Die Autoren unterteilen Ermüdungsrissinitiierung in drei Klassen:

- Gleitbandriss ausgehend von einem abgelösten Partikel (Typ A)
- Partikelversagen durch die Beaufschlagung von Versetzungen (Typ B)
- Gleitbandriss ohne Bezug auf das Partikelverhalten (Typ C)

und geben Berechnungsvorschläge auf der Basis der Akkumulation von Versetzungsdipolen, verknüpft mit der Berechnungsmethode für Einschlüsse nach Eshelby an. Die Untersuchungen von Tanaka und Mura zeigen, dass eine rein kontinuumsmechanische Beschreibung der Ermüdungsrissinitiierung die Komplexität der real auftretenden Vorgänge nicht exakt beschreiben kann [54].

Trotz dieser Einschränkung ist die kontinuumsmechanische Betrachtung der Ermüdungsrissinitiierung hinsichtlich der Ermittlung kritischer Faktoren in einer Vielzahl von Studien herangezogen worden. So untersuchten Gall et al. in [55] den Einfluss der Morphologie auf das Bruch- und Ablöseverhalten von Siliziumkristallen in einer Aluminiummatrix. Dabei wurden die spröden Kristalle linear-elastisch – die duktile Matrix mit einem zyklischen elastisch-plastischen Schädigungsmodell modelliert. Ziel der Untersuchung war es, den Einfluss verschiedener Faktoren auf das Ermüdungsrissverhalten zu untersuchen: Partikelgröße, Form, Partikelabstand, Anordnung, Gruppierungen und Mikroporosität der Matrix. Als maßgeblich bezüglich der Initiierung von Rissen wurde dabei die Partikelform und –anordnung festgestellt. Es konnte gezeigt werden, dass erst durch ein bereits erfolgtes Partikelversagen, der Einfluss von Partikelclustern durch die Änderung des Spannungszustands im Nahbereich des gebrochenen Partikels dominant wird.

Eine Untersuchung des Einflusses kleinster Modifikationen der Legierungszusammensetzung auf den Ort der Ermüdungsrissinitiierung liefert Moffat in [56]. Durch die Erhöhung des Kupferanteils in einer AlSi12CuNiMg-Legierung von 3,1% auf 3,9% wechselt der dominante Ort der Rissinitiierung von Siliziumkristallen zu intermetallischen Phasen (hier: Al<sub>3</sub>FeNi) [43][56]. Die Untersuchung zeigt, dass die auftretenden Schädigungsformen und zugrunde liegende Mechanismen für alle Legierungszusammensetzungen neu bestimmt und statistisch abgesichert werden müssen.

Untersuchungen von Wang zeigen, dass für die dort untersuchten Al-Si-Legierungen Poren das entscheidende Kriterium für die Lebensdauer bei schwingender Beanspruchung darstellen [57]. Durch statistische Analysen an A356-Legierungen kann gezeigt werden, dass das Vorhandensein von Poren und Oxiden die Initiierung von Mikrorissen begünstigt. Es kann nachgewiesen werden, dass bei poren- und oxidfreien Schmelzen die Lebensdauer um eine Größenordnung zu steigern ist. Ohne das Vorhandensein dieser Poren wurde für A356 die Ermüdungsrissinitiierung am Phasenübergang zwischen Siliziumkristallen und Aluminiummatrix beobachtet [58]. Allein die Optimierung des Gießvorgangs verändert den vorliegenden Mechanismus der Rissinitiierung und führt in diesem Fall zu einer deutlichen Erhöhung der Lebensdauer. Als kritische Porengröße werden unterschiedliche Werte angegeben. Während



Zhang in [40] eine kritische Porengröße von 100  $\mu\text{m}$  ermitteln konnte, geht Wang in [57] von einer Größe von 25  $\mu\text{m}$  aus. Als kritische Porengröße wird dabei der Wert verstanden, ab dem Rissinitiierung an anderen mikrostrukturellen Orten von untergeordneter Bedeutung ist. Die Abhängigkeit der Lebensdauer von der auftretenden Porengröße konnte durch einen Ansatz zur Abschätzung der Lebensdauer auf der Basis eines Spannungserhöhungsfaktors abgeleitet werden [41][59]. Eine Parameterstudie auf Basis von Finite Elemente Analysen bestätigt die beschriebenen qualitativen Zusammenhänge durch die Beschreibung des Einflusses unterschiedlicher Porenpopulationen auf die lokale plastische Dehnung unter zyklischer Beanspruchung. Bei dieser Studie wird die lokale plastische Dehnung als Maßstab für die Schädigung herangezogen [60]. Es ist bekannt, dass die Erhöhung des Siliziumanteils auf  $\sim 12\%$  die Guseigenschaften verbessert und das Auftreten von Poren und Oxiden reduziert. So zeigen vergleichende Untersuchungen von Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen Siliziumanteilen, dass der Initiierungsmechanismus von Poren und Oxiden bei niedrigen Siliziumanteilen (AC4C, 7%Si) dominiert. Dagegen wird bei Legierungen mit höheren Siliziumanteilen (AC8A, 12%Si) eine Initiierung an Siliziumkristallen festgestellt [39].

Bezüglich des festgestellten Zusammenhangs, dass Ermüdungsrisse an vorhandenen Poren initiieren, gibt es unterschiedliche Interpretations- und weiterführende Ergebnisse. So rückt nach Lados et al. der Einfluss des Sekundären Dendritenarmabstandes (SDAS) in den Vordergrund [47]. Es wird festgestellt, dass erst ab einem SDAS von 30  $\mu\text{m}$  Rissinitiierung ausgehend von Poren und Oxiden stattfinden kann. Der Einfluss des SDAS auf die Ermüdungsfestigkeit wird in der Literatur ausgiebig diskutiert [40][47][61][62]. Durch die Reduktion des SDAS kann im Allgemeinen die Ermüdungsfestigkeit signifikant erhöht werden. Gleichzeitig wurde festgestellt, dass die Lebensdauer bis zum Auftreten des ersten Mikrorisses mit dem SDAS korreliert. Für große SDAS ( $>50 \mu\text{m}$ ) wird dieser Anteil mit 15% der Lebensdauer – bei kleinen SDAS (15-30  $\mu\text{m}$ ) mit 75% angegeben [47].

Durch optimierte Gießverfahren, insbesondere durch das heißisostatische Verpressen („HIP-en“) in Kombination mit einer strontiumveredelten Legierungszusammensetzung, kann die Lebensdauer von Proben durch die Reduktion der Porosität gesteigert werden [63]. Mit der Zugabe von Strontium geht die Verschiebung des eutektischen Punkts zu höheren Siliziumgehalten einher, so dass sich beispielsweise in einer AlSi12CuNiMg-Legierung keine Primärsiliziumkristalle ausbilden können. Strontiumveredelte Legierungen zeigen hinsichtlich des Gießverhaltens und der Erstarrungsmorphologie ein verbessertes Verhalten [64]. Darüber hinaus verändert Strontium die Morphologie der Siliziumausscheidungen im Eutektikum von einer plattenförmigen zu einer nach dem Lösungsglühen feineren gerundeten Form und führt in Kombination mit dem isostatischen Verpressen zu einer höheren Ermüdungsfestigkeit. Ohne geeignete Maßnahmen zum Schließen der vermehrt auftretenden Poren durch die Strontiumveredelung wird keine Verbesserung der Ermüdungseigenschaften erzielt [63]. Durch die Optimierung der Gießverfahren für aktuelle Kolbenlegierungen können Einflüsse von Poren und Oxiden auf das Ermüdungsverhalten mit hoher Sicherheit ausgeschlossen werden [65].

Informationen über Untersuchungen, welche die Rissinitiierung bei Al-Si-Legierungen an Gleitbändern beschreiben, sind in der spezifischen Literatur weder qualitativ noch quantitativ in der Art und Weise aufzufinden, wie die Initiierung an Defekten, Siliziumkristallen oder intermetallischen Phasen. Untersuchungen an EN AW-2024-T4 (AlCu4Mg1) und EN AW-2124-T4 (AlCu4Mg1-verfeinert) zeigen einen Wechsel der Ermüdungsrissinitiierung von einchlussbezogener Initiierung bei niedrigen Spannungsamplituden zu Matrixschädigung mit Gleitbandbildung, ausgehend von Partikeln bei hohen Spannungsamplituden. Die Ermüdungsschädigung bei hohen Spannungen wird dabei Gleitbandbildung, Extrusionen und Inclusionen zugeordnet, welche alle aus der Versetzungsbewegung resultieren [44]. Das schon

angesprochene Tanaka-Mura-Versetzungsmodell berücksichtigt ebenfalls die Möglichkeit einer Gleitbandrissbildung gemäß Kung et al., und ordnet diesem Mechanismus einen eigenen Typ zu [54].

Nach Suresh ist die Mikrorissbildung grundsätzlich durch Spannungskonzentratoren bestimmt. Hieraus lässt sich zusammenfassend eine Hierarchie des Initiierungsmechanismus der Ermüdungsschädigung für Al-Si-Legierungen feststellen:

Dem Einfluss von Poren und Oxiden auf die Ermüdungsfestigkeit von Aluminiumgusslegierungen wird insbesondere in älteren Untersuchungen eine den Ermüdungsmechanismus prägende Stellung eingeräumt. Mikrorissinitiierung an Primärsiliziumkristallen kann erst dann auftreten, wenn die Porenbildung durch verbesserte Gießverfahren und entsprechende Legierungszusammensetzungen reduziert ist. Durch eine gezielte Reduktion der Porenbildung und -größe nehmen Primärsiliziumkristalle den Ort des maximalen Spannungskonzentrators ein. In diesem Zusammenhang kann ein Spannungskonzentrator als schädigungslokalisierende Inhomogenitätsstelle verstanden werden. Bei diesen experimentellen und numerischen Untersuchungen wurde insbesondere der Einfluss der wirkenden Spannungskonzentrationsintensität (abhängig von Anordnung, Form und Größe) von Siliziumkristallen auf die Ermüdungsfestigkeit untersucht. Untersuchungen zum Einfluss der Matrixeigenschaften auf die Ermüdungsschädigungsform (transkristalliner Bruch bzw. Ablösung von der Matrix) der Siliziumkristalle erweitern diesen einschussorientierten Untersuchungsansatz. Erst durch weitere Optimierungen der Siliziumkristallmorphologie können auch intermetallische Phasen als Orte der Ermüdungsfestigkeit identifiziert werden. Die Ausbildung von Gleitbändern mit Extrusionen und Intrusionen als Ermüdungsschädigungsmechanismus kann erst dann erfolgen, wenn dominante Spannungskonzentratoren, wie z.B. Poren und unförmige Siliziumkristalle, ausgeschlossen werden können. Durch die Ausbildung von Gleitbändern wird eine Inhomogenität in der Matrixphase hervorgerufen, die zu einer Dehnungslokalisierung führt und vergleichbar wie ein Spannungskonzentrator wirken kann. Die Art der Ermüdungsschädigungsinitiierungsform kann gemäß den veröffentlichten Untersuchungsergebnissen gleichbedeutend mit einer Qualitätsaussage der untersuchten Aluminiumgusslegierung hinsichtlich ihrer Ermüdungsfestigkeitseigenschaften verstanden werden.

Die Literaturrecherche mikrostruktureller Vorgänge der Ermüdungsschädigung bei Aluminiumgusslegierungen weist nach, dass die Komplexität möglicher Schädigungsprozesse bei zyklischer Beanspruchung im Vergleich zu polykristallinen Werkstoffen und Einkristallen deutlich erhöht ist. Dies begründet sich in erster Linie durch den komplexen mikrostrukturellen Aufbau und den darin begründeten Wechselwirkungen der einzelnen Phasen bei mechanischer Beanspruchung. Die bislang erzielten Ergebnisse zeigen, dass abhängig von der chemischen Zusammensetzung und den Gießbedingungen unterschiedliche Schädigungs- und Versagensprozesse dominant werden können. Zusätzlich kann durch Wärmebehandlungen die Morphologie und somit die Schädigungsrelevanz der lokalen Mikrostruktur beeinflusst werden. Die Übertragbarkeit mikrostruktureller Schädigungsmechanismen auf Aluminiumgusslegierungen abweichender Zusammensetzung muss im Einzelfall nachgewiesen werden. Neben der an unterschiedlichen Orten auftretenden Schädigungsinitiierung muss die Schädigungsform unterschieden werden. Die Ausprägung der Schädigungsform, wie z.B. das Brechen oder Ablösen von Einschlüssen, ist wiederum durch die Wechselwirkungen der einzelnen Phasen geprägt. Zur Beschreibung der beobachteten Vorgänge existieren sowohl auf kontinuumsmechanischer Ebene, z.B. durch die Beschreibung der Lastverteilung zwischen Matrix- und Einschlussphase, als auch substrukturell durch Beschreibung der Versetzungsbewegungen eine Vielzahl unterschiedlicher Versagensmodellvorstellungen. Für einen konkreten Anwendungsfall ist die mikrostrukturelle Ermüdungsschädigung zu dokumentieren und potenzielle Modellvorstellungen hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit zu überprüfen.

### 3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung

Grundsätzlich lassen sich zwei Gruppen von Schädigungsmodellen unterscheiden: Makroskopisch phänomenologische Ansätze sowie mikromechanische Modelle.

Zur quantitativen makroskopischen Beurteilung des Schädigungszustandes wurde als lokales Konzept die Kontinuumsschädigungsmechanik (CDM) entwickelt [66]-[71]. Die Grundlagen der Kontinuumsschädigungsmechanik werden in der Arbeit von Kachanov durch die Einführung der skalaren isotropen Schädigungsvariablen  $D$  gelegt, welche in einem repräsentativen Volumenelement (RVE) für beliebig orientierte Schnittflächen das Verhältnis des Defektflächenanteils zur Gesamtfläche ausdrückt [69]. Rabotnov definiert auf der Basis dieses Ansatzes eine effektive Spannung, bei der die am RVE angreifende Kraft ausschließlich auf den effektiven Querschnitt und nicht auf den Gesamtquerschnitt bezogen wird [70].

$$\tilde{\sigma} = F / (A - A_c) \Rightarrow \tilde{\sigma} = \sigma / (1 - D) \quad (2)$$

Es wird postuliert, dass die effektiv wirkende Spannung  $\tilde{\sigma}$  im ungeschädigten Volumenelement die gleiche Dehnung hervorruft, wie die Spannung  $\sigma$  im geschädigten Volumenelement. Für die Anwendung in einem Stoffgesetz folgt daraus, dass der Effektivwert der Spannung in der Berechnung verwendet werden muss. Mit der Einführung der inneren Schädigungsvariablen  $D$  begründen sich die Konzepte der isotropen Ein-Parameter-Schädigungsmechanik. Die Schädigungsmechanik betrachtet Schädigung als makroskopische Zustandsvariable in einem homogenen Kontinuum. Ausgehend von thermodynamischen Beschreibungen irreversibler Prozesse, beispielsweise nach Lemaitre und Chaboche, können Formulierungen zur Evolution dieser Schädigungsvariablen ermittelt werden. Zusätzlich kann eine Erweiterung der skalaren isotropen Schädigung hin zu einer tensoriellen anisotropen Schädigung vorgenommen werden [71].

Es existieren eine Vielzahl von kontinuumsmechanischen Schädigungsmodellen, die zur Beschreibung unterschiedlicher Versagensarten wie beispielsweise duktiler Schädigung (Rousselier-Modell, Gurson-Modell), Kriechschädigung (Graham-Wallace-Modell) sowie Ermüdungsschädigung (Armstrong-Frederic-Chaboche-Modell) und Kombinationen konzipiert sind. Festzustellen ist aber bei zunehmend komplexer aufgebauten Modellen, dass die physikalische Interpretation sowie die Identifikation der das Modell charakterisierenden Variablen zunehmend schwieriger wird und diese oft ausschließlich mathematisch und nicht mikrostrukturell zu begründen sind.

Im Rahmen dieses Kapitels wird insbesondere die Grundkonzeption und die mathematische Umsetzung des weiterentwickelten stochastischen Mikrorisswachstumsmodells auf der Basis einer Markov-Kette ausführlich vorgestellt. Die Anwendbarkeit wird am Beispiel des polykristallinen Rohrleitungswerkstoffs X6CrNiNb18-10 gezeigt. Darüber hinaus werden Möglichkeiten skizziert, ob und inwiefern das Modell für komplexere Ermüdungsschädigungsmechanismen, d.h. auch auf andere Werkstoffe, erweitert werden kann.

#### 3.1 Mikromechanische Schädigungsmodelle

Mikromechanische Modelle können in phänomenologische und stochastische Modelle unterteilt werden. Eine klare Zuordnung der jeweiligen Verfahren erscheint aufgrund der bei der Verwendung phänomenologischer Rissinitiierungs- und Risswachstumsgesetze üblichen zufällig bestimmten Orientierungen des simulierten endlichen Kornensembles oft als nicht eindeutig. Die Bestimmung der Kornorientierung unterliegt bei diesen Modellvorstellungen aber ausschließlich einer statistischen Verteilungsfunktion. Trotz der Einbeziehung zufälliger

Größen stellt diese Vorgehensweise keine stochastische Modellvorstellung dar. Stochastische Modelle dagegen beschreiben, auch wenn sie auf statistische Verteilungen zurückgreifen, die zukünftige Entwicklung auf der Basis von Wahrscheinlichkeiten. Im Folgenden werden Modelle, die unabhängig von zufallsverteilten Größen auf deterministisch-phänomenologischen Zusammenhängen basieren, als mikromechanisch-phänomenologisch bezeichnet. Die als stochastische Modelle bezeichneten Vorgehensweisen bilden dagegen eine Schädigungsevolution auf der Basis von mathematischen Wahrscheinlichkeitsmodellen ab.

#### 3.1.1 Mikromechanisch-phänomenologische Modelle

Mikromechanisch-phänomenologische Modelle beschreiben die verschiedenen Rissausbreitungsstadien mit phänomenologischen Ansätzen. Im Gegensatz zu thermodynamisch makrophänomenologischen Modellen werden experimentell direkt ermittelbare mikrostrukturelle Größen betrachtet.

So betrachten McDowell und Poindexter in [72] einen einzelnen Mikroriss bis in den Bereich des physikalisch kurzen Risses. Als Wachstumsgesetz wird ein Potenzgesetz angesetzt. Als bestimmende Parameter zur Berechnung des Mikrorisswachstums werden die makroskopischen Schwingbreiten der Normal- und Schubspannungen in der Ebene der größten Schubdehnung angesehen. Mikromechanische Schädigungsprozesse werden durch das Modell nicht erfasst.

Das Lebensdauermodell von Tanaka und Mura [73] für die Mikrorissinitiation beschreibt einen Zusammenhang zwischen Lastspielzahl des Auftretens erster Mikrorisse und Materialparametern in der Form:

$$N_c = \frac{8GW_s}{\pi(1-\nu)d(\Delta\tau - 2k)^2} \quad (3)$$

In Gleichung (3) beschreibt  $N_c$  die Anzahl der Lastwechsel bis Mikrorissinitiation,  $d$  die zugrunde gelegte Gleitbandlänge bzw. Korngröße und  $\Delta\tau$  die wirkende mittlere Schubspannungsschwingbreite auf das entsprechende Gleitsystem. Werkstoffspezifische Parameter stellen neben dem Schubmodul  $G$  und der Querkontraktionszahl  $\nu$  die Reibspannung  $k$ , hervorgerufen durch Versetzungen des entsprechenden Gleitbands, als auch die spezifische flächenbezogene Bruchenergie  $W_s$  dar.

Das Modell basiert auf der Annahme, dass die aufgestaute Energie irreversibler Versetzungsbewegung und das Aufstauen von Versetzungen an den Korngrenzen das Initiieren von Mikrorissen bedingen. Umfangreiche Untersuchungen haben gezeigt, dass bei Wechselverformung die plastische Dehnung entlang von Gleitbändern lokalisiert. Ein Gleitband wird im Modell von Tanaka und Mura als zwei Schichten von Versetzungsdipolen modelliert. Dabei werden bei jedem Zyklus neue Versetzungen aufgestaut. Die Versetzungen in den Ebenen haben unterschiedliche Vorzeichen. Es wird angenommen, dass die Versetzungsbewegung in der ersten Schicht irreversibel und das lokale plastische Fließen durch die Versetzungsbewegungen der zweiten Schicht mit negativem Vorzeichen kompensiert wird. Durch die durch den positiven Versetzungsaufstau induzierte Rückspannung wird die Versetzungsbewegung der zweiten Ebene erleichtert. Wenn die durch den Versetzungsaufstau akkumulierte Energie einen materialspezifischen Wert  $W_s$  erreicht, bildet sich ein Mikroriss. Durch die Reduktion der freien Weglänge möglicher Versetzungsbewegung bei kleiner Korngröße ist die Lastspielzahl  $N_c$  erhöht – der den Riss auslösende Energiezuwachs pro Zyklus reduziert.

Die Modellierung der Rissinitiation nach Tanaka und Mura wird aufgrund seiner vergleichsweise einfachen Anwendbarkeit in einer Vielzahl von Untersuchungen verwendet. Unter-

suchungen zur Berechnung der lokalen Rissinitiierung an dem auch in dieser Arbeit verwendeten austenitischen Werkstoff X6CrNiNb18-10 zeigt beispielsweise Chauvot in [74]. Zur Berechnung der lokalen Beanspruchung (lokale plastische Dehnungsamplitude bzw. Schubspannungsamplitude) der Gleitsysteme eines Kornes innerhalb eines Kornensembles werden Finite Elemente Berechnungen mit kristallplastischen Materialmodellen durchgeführt. Zur realitätsnahen Modellbildung wird das Verhalten des Werkstoffs durch die Modellierung eines in seinen Orientierungen variierenden Kornensembles abgebildet. Die Anzahl der berücksichtigten Körner sind aufgrund der notwendigen immensen Rechenleistung begrenzt. Huang untersucht in [75] die lokale Mikrorissinitiierung eines martensitischen Stahls unter Verwendung der Beziehung von Tanaka und Mura. Die Untersuchung beschränkt sich auf die Ermittlung der Rissinitiierung – Ermüdungsmikrorisswachstum wird nicht untersucht. Zur Ergebnisvalidierung wird die Rissdichte aus Experiment und Modell herangezogen. Eine Finite Elemente-Berechnung benötigt analog zur Behandlung von Makrorissen die räumliche Spannungs- und Dehnungsverteilung des gesamten Kornes. Zusätzlich zum Risswachstumsgesetz muss das Korn als Kontinuum einschließlich der Randbedingungen an den Korngrenzen dargestellt werden. In den hier vorgestellten Untersuchungen werden die lokalen Spannungs- und Dehnungsverteilungen der einzelnen Gleitsysteme homogenisiert und der gemittelte makroskopische Wert zur Berechnung der Initiierungslastspielzahl verwendet. Darüber hinaus werden in [75] zwar eine große Anzahl an Körnern berücksichtigt, aber nicht alle Gleitsysteme berücksichtigt, sondern ein Hauptgleitsystem zur Berechnung definiert. Bei einer Berücksichtigung aller Gleitsysteme sind die Anforderungen an eine FE-Netzgenerierung enorm, da die Verfolgung der a priori unbekanntes Risspfades bei jedem Zeitschritt eine lokale Neugenerierung des Netzes erforderlich machen würde. Werkstoffe, deren Schädigung sich primär durch eine zunehmende Mikrorissdichte und weniger durch das Mikrorisswachstum einzelner Risse beschreiben lassen, können aber adäquat mit den beschriebenen Methoden bei heutiger Rechenleistung abgeschätzt werden.

Für die Modellierung des Risswachstums, insbesondere der Beschreibung der Verzögerung kurzer Risse an mikrostrukturellen Barrieren, schlägt Miller in [76] ein Risswachstumsgesetz der Form

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta\sigma)^\alpha (d - a) \quad (4)$$

vor. Dabei ist  $\Delta\sigma$  die Spannungsschwingbreite des betrachteten Gleitsystems,  $d$  der Abstand zwischen Rissausgangspunkt und Korngrenze und  $a$  die aktuelle Mikrorisslänge.  $A$  und  $\alpha$  sind materialspezifische Parameter. Die Reduktion der Risswachstumsgeschwindigkeit an mikrostrukturellen Barrieren kann mit dieser Beziehung beschrieben werden. Trotz zahlreicher Einschränkungen verwenden Zenner et al. das Risswachstumsgesetz nach Miller [76] zur Simulation des Risswachstumsverhaltens (Stadium I) des Stahls Ck15 und der Aluminiumlegierung AlSiMg1 [77]. Experimentelle Untersuchungen der verwendeten Werkstoffe beschreiben das klassische mikrostrukturelle Ermüdungsschädigungsverhalten von polykristallinen duktilen Werkstoffen. Zenner et al. simulieren dabei ausschließlich das Mikrorisswachstum an der Probenoberfläche (2D-Modell). Dabei wird das deterministische Risswachstumsgesetz mit einer zufälligen Kornorientierungsverteilung gekoppelt. Zugrunde gelegt wird ein Modell mit gleich großen Körnern. Jedem in der Simulation berücksichtigten Korn wird eine einzelne zufällig bestimmte Gleitrichtung zugeordnet und dementsprechend eine bei zyklischer Belastung auftretende Schubspannungsschwingbreite, wirkend auf dem entsprechendem Gleitsystem, berechnet. Durch die Wahl einer bestimmten Risskeimdichte und ihrer Einbringung in das Modell wird für alle zu Beginn eingebrachten Risskeime der Rissfortschritt unter Berücksichtigung der Barrierewirkung an den Korngrenzen und eines Ansatzes zur Berücksichtigung der Risskoaleszenz berechnet. Die rechnerischen Ergebnis-

se der Mikrorissdichte und -verteilung weisen eine vergleichsweise gute qualitative Übereinstimmung mit den angeführten experimentellen Untersuchungsergebnissen auf. Das inhomogene Werkstoffverhalten unter plastischer zyklischer Beanspruchung, beispielsweise Ver- oder Entfestigungsvorgänge sowie Riss-schließeffekte, wird nicht berücksichtigt [77]. Die Übertragbarkeit des vorgestellten Konzepts wurde auf die Aluminiumlegierung AlMgSi1 (AA 6082) mit unterschiedlich vorgenommenen Wärmebehandlungen sowie auf die Aluminiumguss-legierung AlSi7Mg0,3 untersucht [78]. Aufgrund der komplexeren Ermüdungsschädigungscharakteristik der verwendeten Aluminiumlegierungen (Initiierung an Korngrenzen, Ausscheidungen usw.) sind die Ergebnisse der Untersuchungen an Aluminium nur mäßig erfolgreich.

Ein entscheidender Vorteil des Berechnungsverfahrens von Zenner et al. liegt in der großen Anschaulichkeit und Darstellungsmöglichkeit der erzielten Ergebnisse. Durch die grafische Ausgabe der berechneten Mikrorissfelder kann ein direkter Vergleich mit experimentellen Mantelflächenaufnahmen vorgenommen werden. Nachteilig gestaltet sich dabei die komplexe Bestimmung bei mangelnder Verifikationsmöglichkeit der benötigten Parameter des deterministischen Risswachstumsgesetz und der einzubringenden Risskeimdichte. Eine Verknüpfung dieser Prozessparameter mit physikalischen werkstoffmechanischen Größen ist nicht möglich.

#### **3.1.2 Mikromechanisch-stochastische Modelle**

Mit stochastischen Modellvorstellungen können Vorhersagen über zukünftige Entwicklungen von komplexen Systemen getroffen werden. Ein stochastisches Modell ist eine mathematische Beschreibung für einen Vorgang, der zufällig ist und von einem Parameter, zumeist von der Zeit, abhängt. Stochastische Modellierung bietet sich immer dann an, wenn Systeme kein deterministisch vorhersagbares Verhalten aufweisen. Eingesetzt werden stochastische Modelle insbesondere in der Versicherungswirtschaft zur Berechnung von Risiken, im Bereich der Logistik und Lagerhaltung zur Lösung von Optimierungsaufgaben, zunehmend aber auch in Bereichen des Maschinenbaus, beispielsweise bei der Ermittlung von der die Realität abbildenden Belastungskollektiven für die Betriebsfestigkeitsrechnung. Gerade bei der Lebensdauerermittlung zyklisch beanspruchter Proben und Komponenten kann eine stochastische Modellierung eine Methode sein, die komplexen in Abhängigkeit zur lokalen Mikrostruktur stehenden Vorgänge des Kurzrissswachstums, mathematisch abzubilden. Bei einer stochastischen Modellvorstellung werden nicht nur mikrostrukturelle Größen, wie beispielsweise die Kornorientierungsverteilung, statistisch erfasst und als Zufallsvariable der deterministischen Berechnung zugeführt, sondern die Schädigung als Gesamtvorgang wahrscheinlichkeitstheoretisch beschrieben.

Die Auswahl und Konzeption des zur Beschreibung der Ermüdungsschädigung verwendeten stochastischen Modells hängt insbesondere von der Verteilung der real auftretenden Ereignisse, dem realen Prozess zugrunde liegenden Zustandsraum sowie der Anfangsverteilung des Problems ab. Experimentell ermittelte Ermüdungsschädigungsmechanismen muss das Modell konzeptionell beschreiben können.

### **3.2 Stochastisches Mikrorisswachstumsmodell auf der Basis einer Markov-Kette**

#### **3.2.1 Nomenklatur und Definitionen stochastischer Prozesse**

Zur Definition und mathematischen Beschreibung stochastischer Prozesse muss eine Nomenklatur eingeführt werden. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Nomenklatur lehnt sich an international übliche Schreibweisen der Wahrscheinlichkeitstheorie an. Eine ausführliche Zusammenstellung wahrscheinlichkeitstheoretischer Größen kann beispielsweise bei Ross [79] entnommen werden.

Wenn  $S$  den möglichen Zustandsraum eines Zufallsexperiments beschreibt, kann für jedes Ereignis  $E$  im Zustandsraum  $S$  eine Wahrscheinlichkeit  $P(E)$  definiert werden, welche unter folgenden Bedingungen gültig ist:

$$0 \leq P(E) \leq 1 \quad (5)$$

$$P(S) = 1 \quad (6)$$

$$P\left(\bigcup_{n=1}^{\infty} E_n\right) = \sum_{n=1}^{\infty} P(E_n) \quad (7)$$

Für kontinuierliche Zufallswerte  $X$  (kontinuierliche Wahrscheinlichkeitsverteilung) kann eine Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion  $f(x)$  für reale Zahlen definiert werden als:

$$P\{X \in B\} = \int_B f(x) dx \quad (8)$$

Gl. (8) beschreibt, dass wenn der Zufallswert  $X$  Teilmenge von  $B$  ist, die Wahrscheinlichkeit  $P$  durch Integration der Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion ermittelt werden kann.

Alle Wahrscheinlichkeitsaussagen über  $X$  können mit Hilfe der Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion  $f(x)$  beantwortet werden. So kann für das Intervall  $B = [a, b]$  geschrieben werden:

$$P\{a \leq X \leq b\} = \int_a^b f(x) dx \quad (9)$$

Für diskrete Zufallswerte  $X$  (diskrete Wahrscheinlichkeitsverteilung) wird die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion  $f(x)$  durch die Wahrscheinlichkeitsmassefunktion  $p(x)$  ersetzt.

$$P\{X \in B\} = \sum_{x \in B} p(x) \quad (10)$$

Der Zusammenhang zwischen Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion  $f(x)$  und kumulierter Verteilungsfunktion  $F(a)$  lautet:

$$F(a) = P\{X \in (-\infty, a]\} = \int_{-\infty}^a f(x) dx \quad (11)$$

Für eine Zufallsvariable  $X$  mit einer kontinuierlichen oder diskreten Wahrscheinlichkeitsfunktion  $f(x)$  bzw.  $p(x)$  ist der Erwartungswert  $E[X]$  definiert als:

$$E[X] = \int_{-\infty}^{\infty} xf(x) dx \quad (12)$$

$$E[X] = \sum_{x:p(x)>0} xp(x) \quad (13)$$

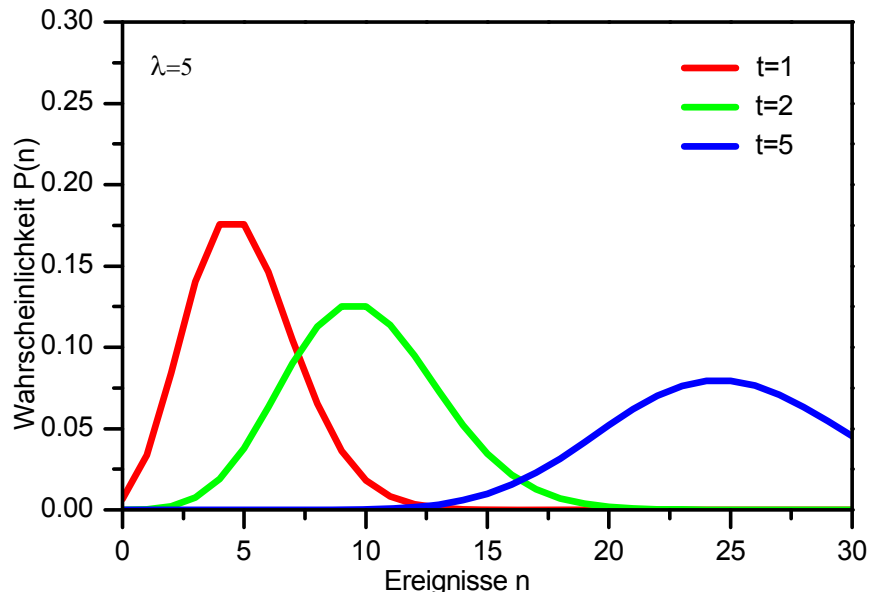
Durch die Einführung des Erwartungswertes  $E[X]$  kann die Varianz  $\text{Var}[X]$ , welche die (quadratische) Abweichung der Zufallsvariable  $X$  zum Erwartungswert  $E[X]$  beschreibt, definiert werden als:

$$\text{Var}[X] = E\left[(X - E[X])^2\right] = E\left[\left(X - \int_{-\infty}^{\infty} xf(x) dx\right)^2\right] \quad (14)$$

Weitere im Rahmen dieser Arbeit verwendete spezifische wahrscheinlichkeitstheoretische Größen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells werden in ihrem jeweiligen Zusammenhang definiert.

### 3.2.2 Poisson-Prozess

Ein Poisson-Prozess ist ein stochastischer Prozess, dessen Zuwächse, oft auch als Sprünge bezeichnet, mit der Einführung einer Intensität  $\lambda$  ( $\lambda > 0$ ) definiert sind.  $N(t)$  beschreibt dabei die Gesamtanzahl an Ereignissen, die bis zum Zeitpunkt  $t$  auftreten. Der Zustandsraum  $S$  des Poisson-Prozesses ist diskret und in kontinuierlicher Zeit ( $t \geq 0$ ) eingebettet.



**Bild 8:** Auftretenswahrscheinlichkeit  $P(n)$  von  $n$  Ereignissen eines Poisson-Prozesses bei unterschiedlichen Zeitschritten  $t=1,2,5$  ( $\lambda=5$ )

Ein Zählprozess ist dann ein Poisson-Prozess, wenn gilt:

1. Zählung beginnt bei  $t=0$ :  $N(0)=0$
2. Prozess weist unabhängige Inkremente auf
3.  $P\{N(t+s) - N(s) = n\} = e^{-\lambda t} \frac{(\lambda t)^n}{n!}$

$P(n)$  beschreibt die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von  $n$  Ereignissen innerhalb des nächsten Zeitschritts bei vorgegebener Intensität  $\lambda$ , siehe beispielhaft die Wahrscheinlichkeitsverteilung  $P(n)$  für  $\lambda=5$  in [Bild 8](#).

Die Intensität  $\lambda$  stellt unter der Annahme von  $t=1$  bei der Poisson-Verteilung gleichzeitig den Erwartungswert  $E(X)$ , die Varianz  $Var(X)$  sowie zur Vollständigkeit das 3. zentrierte Moment  $E[(X-E[X])^3]$  dar. Die Intensität wird aufgrund dieser Eigenschaften auch als Rate des Poisson-Prozesses bezeichnet. Durch die Bestimmung der Intensität  $\lambda$  ist ein Poisson-Prozess bei gegebenem Zustandsraum  $S$  vollständig definiert.

Die Wahrscheinlichkeitsmassefunktion  $p(x)$  des Poisson-Prozess lautet für diskrete Zustände:

$$p(x) = e^{-\lambda} \frac{\lambda^x}{x!} \tag{15}$$



Die Zeit zwischen dem Auftreten des ersten zufälligen Ereignisses sowie zweier aufeinanderfolgender Ereignisse ist bei einem Poisson-Prozess exponentialverteilt.

Die Wahrscheinlichkeit  $P\{N(t) = 0\}$  ergibt sich für einen Poisson-Prozess mit einem postulierten ersten Ereignis bei  $T_1$  zu  $P\{T_1 > t\} = P\{N(t) = 0\} = e^{-\lambda t}$  mit einem Mittelwert von  $\mu = 1/\lambda$ . Aus der zeitlichen Exponentialverteilung bis zum Eintreten eines ersten Ereignisses lässt sich unter Verwendung der zugrunde liegenden Definition des Poisson-Prozesses ableiten, dass der Poisson-Prozess nicht von vorhergehenden Ereignissen abhängig sein kann und demnach gedächtnislos ist.

Die Beschreibung des Poisson-Prozesses bildet die Grundlage für den in dieser Arbeit verwendeten Markov-Prozess. Die Prozesse sind direkt ineinander überführbar. So beschreibt der Spezialfall eines als homogen bezeichneten Markov-Prozesses mit konstanten Intensitäten einen Poisson-Prozess mit der vorgestellten Wahrscheinlichkeitsmassefunktion  $p(x)$ .

### 3.2.3 Markov-Prozess

Ein stochastischer Prozess gehört dann zur Klasse der Markov-Prozesse, wenn er die Eigenschaft besitzt, dass der zukünftige Verlauf eines Prozesses nur von seinem aktuellen zeitlichen diskreten Zustandswert  $X(t) = X_t = \{0,1,2,..\}$  und nicht von seiner Vorgeschichte abhängig ist. Für die stochastische Modellierung wird der Zufallswert  $X$  als Zustandswert betrachtet.

$$P\{X_{t+1} = j | X_t = i, X_{t-1} = i_{t-1}, \dots, X_1 = i_1, X_0 = i_0\} = P_{ij} \quad (16)$$

Während bei dem Poisson-Prozess  $P(n)$  die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von  $n$  Ereignissen innerhalb der nächsten Zeiteinheit beschreibt, wird für eine Markov-Kette eine weitere charakteristische Größe  $P_{ij}$  definiert, welche die Wahrscheinlichkeit beschreibt, dass ein Prozess, welcher zum Zeitpunkt  $t$  den Zustandswert  $i$  annimmt, zum Zeitpunkt  $t+1$  den Zustandswert  $j$  aufweist, vgl. Gl.(16).  $P_{ij}$  wird auch als einstufige Übergangswahrscheinlichkeit bezeichnet.

$$P\{X_{t+s} = j | X_t = i, X_{t-1} = i_{t-1}, 0 \leq t-1 \leq t\} = P\{X_{t+s} = j | X_t = i\} \quad (17)$$

Gl.(17) besagt, dass bei gegebenen bekannten Zustandswerten der Vergangenheit  $X_{t-1}, \dots, X_t, X_0$  und des aktuellen Zustandswertes  $X_t$ , der zukünftige Wert  $X_{t+s}$  nur vom aktuellen Zustand  $X_t$  abhängig ist. Diese Bedingung wird als Markov-Eigenschaft bezeichnet. Die Zustandswerte  $X$  können, da a priori diskrete Zustände vorausgesetzt sind, auch als Zustandsstufen aufgefasst werden.

Da Übergangswahrscheinlichkeiten nicht negativ sein können und entweder ein Übergang oder ein Verbleiben in der Zustandsklasse pro Zeitschritt realisiert werden muss, ergeben sich folgende Bedingungen:

$$P_{ij} \geq 0, \quad i, j \geq 0 \quad (18)$$

$$\sum_{i=0}^{\infty} P_{ij} = 1, \quad i = 0,1,\dots \quad (19)$$

Zu beachten ist dabei, dass auch das Verbleiben in einer Zustandsklasse, ausgedrückt durch die Übergangswahrscheinlichkeit  $P_{ii}$ , durch das vorgestellte Konzept abgedeckt und ebenfalls als Übergang aufgefasst wird. Die singuläre Betrachtung einer Zustandsklasse  $i$  entspricht der Bildung einer Bilanzsumme zu- und abfließender Wahrscheinlichkeiten.

Eine einstufige Übergangswahrscheinlichkeitsmatrix  $P_{ij}$  lässt sich somit schreiben als:

$$P_{ij} = \begin{pmatrix} P_{00} & P_{01} & P_{02} & \dots \\ \vdots & \vdots & \vdots & \\ P_{(i-1)0} & P_{(i-1)1} & P_{(i-1)2} & \\ P_{i0} & P_{i1} & P_{i2} & \dots \end{pmatrix} \quad (20)$$

Um eine n-stufige Übergangswahrscheinlichkeitsmatrix  $P_{ij}^n$  zu definieren, kann die Chapman-Kolmogorov-Gleichung herangezogen werden:

$$P_{ij}^{n+m} = \sum_{k=0}^{\infty} P_{ik}^n P_{kj}^m = \sum_{k=0}^{\infty} P\{X_{n+m} = j | X_n = k, X_0 = i\} \cdot P\{X_n = k | X_0 = i\} \quad n, m \geq 0 \quad (21)$$

$P_{ik}^n P_{kj}^m$  repräsentiert die Wahrscheinlichkeit, dass ein Prozess in n Übergängen in einen temporären Zustand k überführt wird, und nach weiteren m Übergängen den Zustand j erreicht. Demnach ergibt sich für gegebene Übergangswahrscheinlichkeitsmatrizen das Rechengesetz:

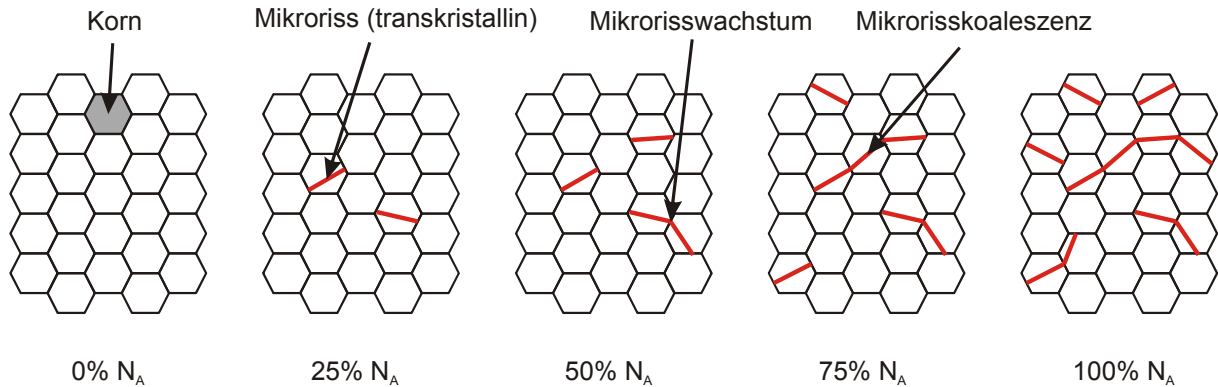
$$P^{n+m} = P^n P^m \quad (22)$$

Die Übergangswahrscheinlichkeitsmatrix für den n-ten Übergang ergibt sich nach dem Zusammenhang von Chapman-Kolmogorov als n-malige Multiplikation der einstufigen Übergangswahrscheinlichkeitsmatrix mit sich selbst.

Markov-Ketten können in zeitkontinuierliche ( $t \geq 0$ ) und zeitdiskrete Modelle ( $t = \{0,1,2,\dots\}$ ) unterschieden werden. In dieser Arbeit werden ausschließlich zeitkontinuierliche Modelle betrachtet. Der in Kapitel 3.2.2 vorgestellte Poisson-Prozess kann auch als Markov-Prozess mit diskreten Zuständen und kontinuierlicher Zeit aufgefasst werden. Dementsprechend ist die Zeit zwischen zwei Ereignissen auch beim allgemeinen zeitkontinuierlichen Markov-Prozess, wie beim vorgestellten Poisson-Prozess gezeigt, exponentialverteilt. Der Unterschied zwischen zeitkontinuierlichen und zeitdiskreten Markov-Ketten ist der Zeitraum, der in einer diskreten Zustandsstufe verblieben wird. Bei der Verwendung zeitkontinuierlicher Modelle kann ein Grenzübergang  $\Delta t \rightarrow 0$  definiert werden, der in Einzelfällen zu kompakten Lösungsansätzen auf Basis eines klassischen Anfangswertproblems führen kann. Durch die Formulierung und Lösung des Anfangswertproblems kann auf die Bildung der Übergangswahrscheinlichkeiten auf der Basis des Zusammenhangs von Chapman & Kolmogorov verzichtet werden. Diese Formulierungen sind neben der anzustrebenden Kompaktheit des Lösungsalgorithmuses auch aufgrund der Ungenauigkeiten der numerischen Matrizenmultiplikation vorteilhaft.

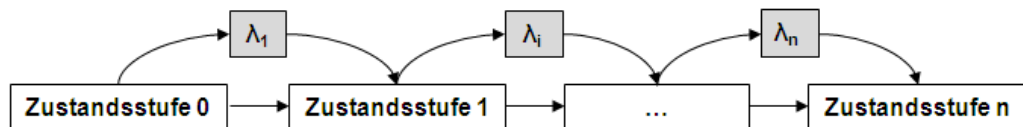
### 3.2.4 Grundkonzeption des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells (SMM)

Zur mikromechanischen Modellierung des kornorientierungsspezifischen Mikrorisswachstums unter Berücksichtigung mikrostruktureller Barrierewirkung (Korngrenzen, Phasengrenzen) können prinzipiell zwei Strategien unterschieden werden [1]: Einerseits können bestehende phänomenologische Risswachstumsgesetze formuliert werden, welche dann statistisch "randomisiert" werden [80][81]. Durch Variation der einzelnen Kornorientierungen ist ein repräsentatives Kornensemble zu definieren. Für jedes einzelne modellierte Korn ist das in Abhängigkeit zur äußeren Belastung und lokaler Kornorientierung formulierte phänomenologische Risswachstumsgesetz auszuführen [77], vgl. Kapitel 3.1.1. Diese Verfahren sind im Allgemeinen mit einem erheblichen Rechenaufwand verbunden. Die Zweite, von Krolop et al. in [1] angewandte Möglichkeit besteht darin, direkt die zeitliche Entwicklung der Mikrorisslängenverteilungen mit probabilistischen Zusammenhängen darzustellen. Diese Zusammenhänge müssen den Übergang einer Mikrorissverteilung zum Zeitpunkt t in die Verteilung zum Zeitpunkt t+Δt beschreiben können.



**Bild 9:** Modellvorstellung der Ermüdungsschädigung bei polykristallinen Materialien

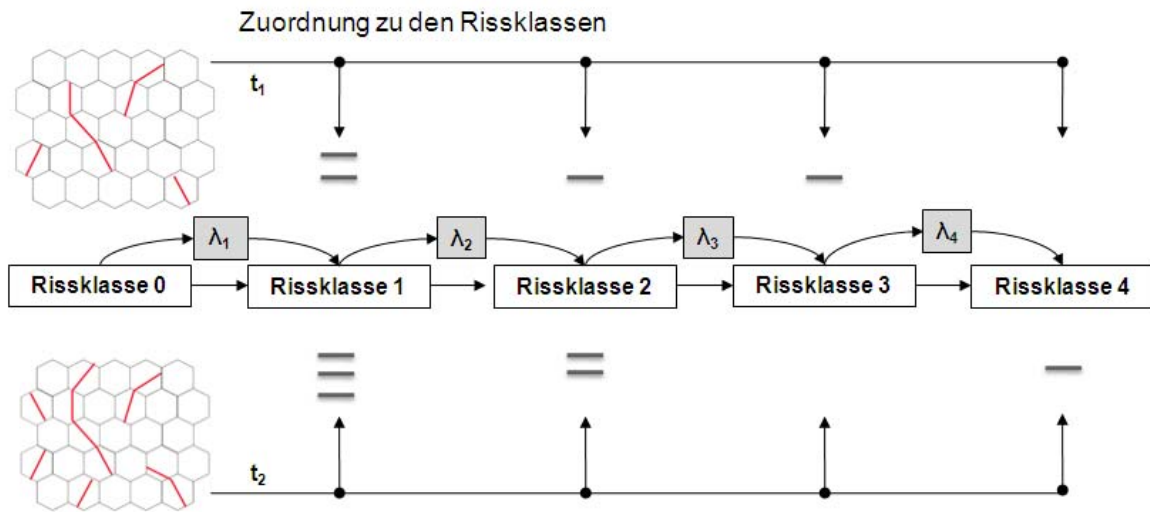
Zur Beschreibung des direkten Übergangs der Verteilungen muss das verwendete mathematische Modell anhand der real auftretenden werkstoffmechanischen Initiierungs- und Wachstumsmechanismen des entsprechenden Werkstoffes ausgewählt und angepasst werden. In einer ersten Phase wird für polykristalline Materialien die an der Oberfläche auftretende Mikrorissevolution maßgeblich von der Orientierung der Gleitsysteme im Korn und von der Barrierewirkung an den Korn- und Phasengrenzen kontrolliert, vgl. Kapitel 2.2. Die Modellvorstellung der kornspezifischen Ermüdungsschädigung ist in **Bild 9** abgebildet. Das verwendete stochastische Modell muss demnach das Mikrorisswachstum entlang der Oberfläche durch eine Folge zufallsgesteuerter sukzessiver Sprünge um jeweils eine materialspezifische Länge beschreiben können. Die Barrierewirkung der Korn- und Phasengrenzen kann erfasst werden, indem das Wachstum eines Mikrorisses in den Nachbarbereich aufgrund des sukzessiven Aufstaus von Versetzungen an Barrieren und der Missorientierungsbeziehung nur mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit erfolgen kann. Als geeignetes mathematisches Modell identifizierten Krolop et al. einen Markov-Prozess mit diskreten Zuständen und kontinuierlicher Zeit. Die Struktur eines einfachen Markov-Prozesses mit  $n+1$  diskreten Zustandsstufen und übergangsspezifischen Intensitäten zeigt **Bild 10**.



**Bild 10:** Markov-Kette als konzeptionelle Basis des Stochastischen Risswachstumsmodells

Das Wachstum eines Mikrorisses wird von der lokalen Barrierewirkung beschränkt. Mikrorisse innerhalb eines Kornes können vergleichsweise ungestört wachsen. Wechselwirkungen der sich an der Korngrenze aufstauenden Versetzungen, die zu einer Rissfortschrittsreduktion führen können, werden implizit durch das Konzept der Übergangswahrscheinlichkeit berücksichtigt. Dementsprechend kann eine diskrete Mikrorisslängenklassifizierung eingeführt werden, welche sich an der Mikrostruktur orientiert und durch mikrostrukturelle Barrieren abgetrennt ist. Eine kontinuierliche Klassifizierung im Sinne einer spezifischen Mikrorisslänge (kontinuierlicher Zustandswert) wird nicht vorgenommen. Im hier diskutierten Fall eines polykristallinen Werkstoffes basiert diese Klassifizierung auf der diskreten Längeneinheit „Korn“. **Bild 11** zeigt die mit Hilfe der beschriebenen diskreten Zustandsstufen modellhafte Abbildung eines fiktiven Mikrorissensembles zu zwei Zeitpunkten  $t_1$  und  $t_2$ . Die modellspezifisch formal in Zustandsstufen vorgenommene Klassifizierung kann auch hinsichtlich der Anwendung als Risswachstumsmodell als Einteilung in Rissklassen bezeichnet werden. Die einzelnen Mikrorisse des experimentell ermittelten Rissensembles kann der Risslänge entsprechend den einzelnen Rissklassen zugeordnet werden.

Durch den Vergleich der Mikrorisslängenverteilungen zu verschiedenen Zeitpunkten kann das Modell stochastisch als Wahrscheinlichkeitsänderung des Auftretens einer diskreten Risslängenverteilung innerhalb des Zeitschritts von  $t_1$  nach  $t_2$  aufgefasst werden.



**Bild 11:** Zuordnung einzelner Mikrorisse zu diskreten Zustandsstufen (Rissklassen)

Die vorgestellte Modellkonzeption ermöglicht die Abbildung des Mikrorisswachstums als stochastischen Prozess auf der Basis einer Markov-Kette. Die Markov-Eigenschaft ist bei diesem Vorgehen erfüllt. Die Übergangswahrscheinlichkeiten basieren auf der mechanismentorientierten Formulierung der Intensitäten  $\lambda_i(t)$  zur Beschreibung des Klassenübergangs, siehe ausführlich in Kapitel 3.2.5. Die Übergangswahrscheinlichkeitsmatrix für das Modell aus **Bild 11** unter der Annahme einer zeitdiskreten Markov-Kette lautet somit unter Berücksichtigung zeitunabhängiger Intensitäten  $\lambda_i(t) = \lambda_i$ :

$$P_{ij} = \begin{pmatrix} 1-\lambda_1 & \lambda_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1-\lambda_2 & \lambda_2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1-\lambda_3 & \lambda_3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1-\lambda_4 & \lambda_4 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \end{pmatrix} \quad (23)$$

Die Bedingungen an die Übergangswahrscheinlichkeiten einer Markov-Kette sind vollständig erfüllt. Für die Anwendung der vorgestellten Markov-Kette müssen die diskreten Zyklenzahlen der zyklischen Beanspruchung in ein kontinuierliches Intervall eingebettet werden. Durch die typischen Zyklenzahlen im Zeitfestigkeitsbereich können aufgrund der verwendeten Chapman-Kolmogorov-Gleichung massive Probleme mit der Rechenzeit und Genauigkeit auftreten [1]. Wahrscheinlichkeitsmodelle, welche in kontinuierlicher Zeit unter Berücksichtigung der Markov-Eigenschaft ausschließlich Übergänge der Zustandsstufe  $n$  in die Zustandsstufe  $n+1$  beschreiben, werden als reine Geburtsprozesse bezeichnet [79].

Die zeitliche Entwicklung der absoluten zeitlichen Wahrscheinlichkeitsverteilung  $p_i(t)$  ist definiert als:

$$P(X_t = i) = p_i(t) \quad (24)$$

Die Modellvorstellung kann bei reinen Geburtsprozessen unter der Voraussetzung zeitunabhängiger Übergangswahrscheinlichkeiten durch folgenden Spezialfall der Chapman-Kolmogorovschen Gleichungen, der sich unmittelbar aus der Definition unter Berücksichtigung einer Anfangsverteilung ergibt, beschrieben werden durch:

$$p_k(t + \Delta t) = \sum_i p_i(t) \cdot P_{ik}(\Delta t) \quad (25)$$

Die absolute Zustandswahrscheinlichkeit  $p_k$  zum Zeitpunkt  $t+\Delta t$  ergibt sich aus der Summe der Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t)$  aller Zustandsklassen multipliziert mit der spezifischen Übergangswahrscheinlichkeit.

Umformung von Gleichung (25) führt zu:

$$\begin{aligned} p_k(t + \Delta t) &= \sum_i p_i(t) \cdot P_{ik}(\Delta t) = \sum_{i \neq k} p_i(t) \cdot P_{ik}(\Delta t) + p_k(t) \cdot P_{kk}(\Delta t) \\ p_k(t + \Delta t) - p_k(t) &= \Delta p_k = \sum_{i \neq k} p_i(t) \cdot P_{ik}(\Delta t) + p_k(t) \cdot (1 - P_{kk}(\Delta t)) \\ \Delta p_k &= \sum_{i \neq k} p_i(t) \cdot P_{ik}(\Delta t) - p_k(t) \sum_{i \neq k} P_{ki}(\Delta t) \end{aligned} \quad (26)$$

Für kleine Zeitintervalle  $\Delta t$  kann die Übergangswahrscheinlichkeit mittels einer Taylor-Approximation geschrieben werden als:

$$P_{ik}(\Delta t) \approx \lambda_{ik} \Delta t \quad (27)$$

Die Intensität  $\lambda$  des Markov-Prozesses stellt somit wie beim beschriebenen Poisson-Prozess die Rate der Übergangswahrscheinlichkeit dar.

Eingesetzt in Gl. (26) ergibt sich:

$$\Delta p_k = \sum_{i \neq k} p_i(t) \cdot \lambda_{ik} \Delta t - p_k(t) \sum_{i \neq k} \lambda_{ki} \Delta t \quad (28)$$

Somit lässt sich ein Grenzübergang  $\Delta t \rightarrow 0$  formulieren und der hergeleitete Zusammenhang als Differentialgleichungssystem 1. Ordnung schreiben:

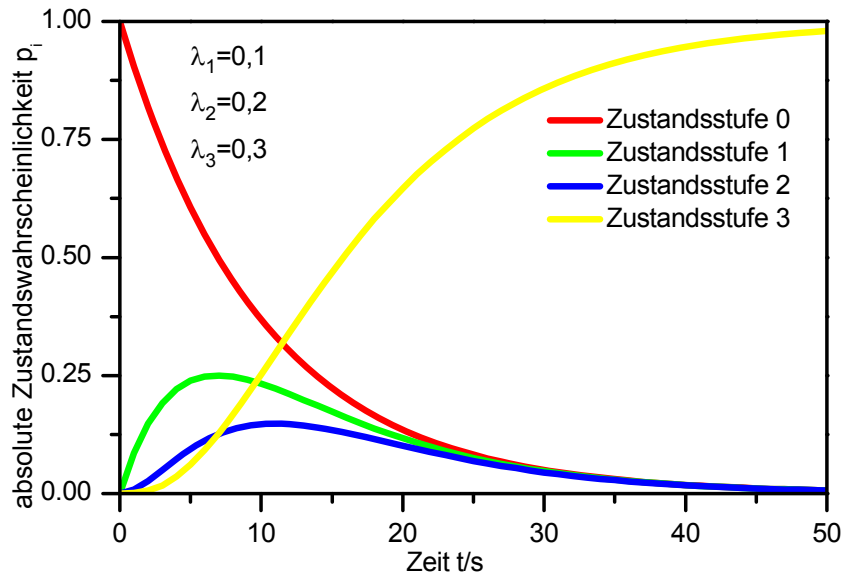
$$\frac{d}{dt} p_k(t) = \sum_{i \neq k} p_i(t) \cdot \lambda_{ik} - p_k(t) \sum_{i \neq k} \lambda_{ki} \quad (29)$$

Konkretisiert für den vorgestellten Prozess ergibt sich ausformuliert:

$$\begin{aligned} \frac{dp_0(t)}{dt} &= -\lambda_{01}(t) p_0(t) \\ \frac{dp_i(t)}{dt} &= -\lambda_{i,i+1}(t) p_i(t) + \lambda_{i-1,i}(t) p_{i-1}(t) \quad 1 \leq i \leq i_{\max} \end{aligned} \quad (30)$$

Die einfache Struktur des Differentialgleichungssystems 1. Ordnung ermöglicht einen kompakten numerischen, für zeitunabhängige Intensitäten sogar einen analytischen Lösungsalgorithmus. Beispielhaft zeigt Bild 12 die Wahrscheinlichkeitsentwicklung einer homogenen Markov-Kette mit vier Zustandsklassen und den zugehörigen Intensitäten  $\lambda_{ij} = \lambda_{i,i+1} = \lambda_{i+1}$ .

Voraussetzung für die Verwendung des stochastischen Mikrorissswachstumsmodells ist die Definition eines Zustandsraums, die Bestimmung der Intensitäten und die Festlegung einer Anfangsverteilung  $p_i(0) = p_i^0$ . Durch die Verwendung einer vom Prozess entkoppelten Anfangsverteilung und der Berücksichtigung der Markov-Eigenschaften können mittels des stochastischen Mikrorissswachstumsmodells auch Lastblocksequenzen berechnet werden. Dabei muss nunmehr die Endverteilung der Zustandswahrscheinlichkeit eines Lastblocks als Anfangsverteilung des folgenden Lastblocks angesetzt werden, siehe Kapitel 3.2.12.



**Bild 12:** Wahrscheinlichkeitsentwicklung der Zustandsstufen eines homogenen Markov-Prozess mit  $\lambda_i \neq \lambda_j$

Als analytische Lösung ergibt sich für die ersten drei Zustandsklassen unter Verwendung der Anfangsverteilung  $p_0(0)=1$  folgender Zusammenhang:

$$\begin{aligned}
 p_0(t) &= p_0^0 e^{-\lambda_1 t} \\
 p_1(t) &= p_0^0 \frac{\lambda_1}{\lambda_2 - \lambda_1} (e^{-\lambda_1 t} - e^{-\lambda_2 t}) \\
 p_2(t) &= p_0^0(t) \frac{\lambda_1 \lambda_2}{(\lambda_2 - \lambda_1)(\lambda_3 - \lambda_1)} (e^{-\lambda_1 t} - e^{-\lambda_3 t}) + \\
 &\quad p_0^0(t) \frac{\lambda_1 \lambda_2}{(\lambda_2 - \lambda_1)(\lambda_3 - \lambda_2)} (e^{-\lambda_3 t} - e^{-\lambda_2 t})
 \end{aligned} \tag{31}$$

Unter der Annahme gleicher Intensitäten  $\lambda_i = \lambda_j$  für die einzelnen Übergänge beschreibt das vorgestellte Modell den Spezialfall eines Poisson-Prozesses, siehe [Bild 13](#).

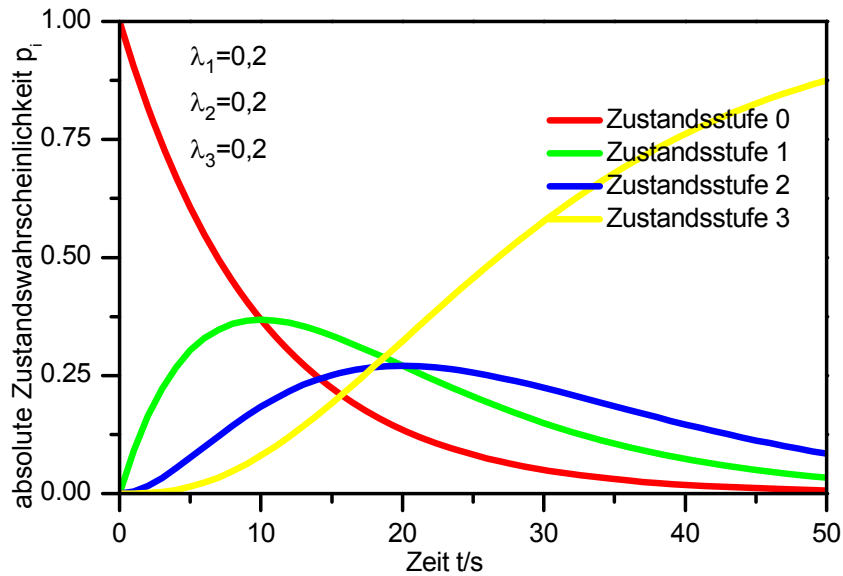


Bild 13: Wahrscheinlichkeitsentwicklung der Zustandsstufen eines Poisson-Prozesses mit einer Intensität  $\lambda_i=0,2$

Die hier hergeleitete analytische Vorgehensweise deckt den allgemeinen Fall zeitvarianter Intensitäten  $\lambda_i(t)$  nicht ab. Krolop et al. konnten ein rekursives numerisches Lösungsverfahren formulieren, welches zur Berechnung des Differentialgleichungssystems 1. Ordnung aus Gl. (30) eingesetzt werden kann [1]:

$$\begin{aligned}
 p_0(t) &= p_0^0 e^{-\int_{t_0}^t \lambda_1(s) ds} \\
 p_i(t) &= p_i^0 e^{-\int_{t_0}^t \lambda_{i+1}(s) ds} + \int_{t_0}^t e^{-\int_{\tau}^t \lambda_{i+1}(s) ds} \lambda_i(\tau) p_{i-1}(\tau) d\tau(t)
 \end{aligned}
 \tag{32}$$

Im Rahmen dieser Arbeit wurde Gl. (32) numerisch umgesetzt. Zur numerischen Lösung muss das Intervall  $[t_0, t]$  in eine endliche Anzahl an Teilintervallen zerlegt werden, für die jeweils eine numerische 3-Punkt-Gaussintegration zu berechnen ist. Dieser Ansatz muss für alle Teilintervalle  $[\tau, t]$  angewendet werden.

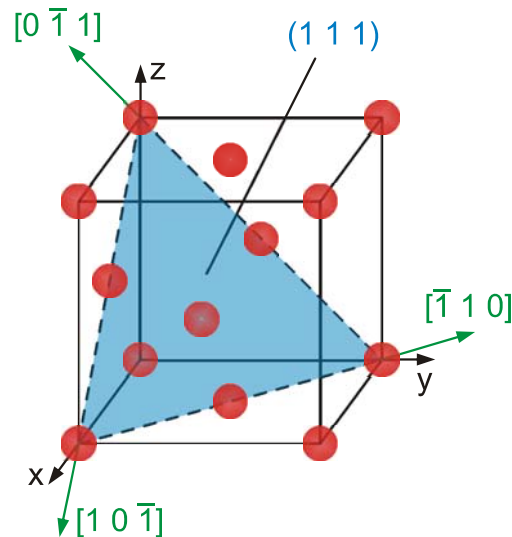
### 3.2.5 Möglichkeiten zur Bestimmung modellspezifischer Parameter

Der entscheidende Schritt der Bestimmung der Übergangsrate für das Schubspannungskontrollierten Wachsen des Mikrorisses entlang dominanter Ermüdungsgleitbänder (Stadium I nach Laird [21]) ist der Ansatz, die Intensitätsfunktion  $\lambda(t)$  als Wahrscheinlichkeit pro charakteristischer Zeit  $t^*$  für das werkstoffspezifische Ereignis, dass die Schubspannung in Gleitrichtung größer als ein kritischer Wert ist, aufzufassen [1].

Mathematisch lässt sich dieser Zusammenhang durch die Einführung eines Wahrscheinlichkeitsmaßes  $P_{S^2x[0,2\pi]}$  und einer charakteristischen Zeit  $t^*$  formulieren zu:

$$\lambda_i(t) = \frac{1}{t^*} P_{S^2x[0,2\pi]}(\{\tau_s(t) > \tau_{s,i}^c\})
 \tag{33}$$

Ausgangspunkt der Berechnung des Wahrscheinlichkeitsmaßes  $P_{S^2x[0,2\pi]}$  ist die Ermittlung der Schubspannung in Gleitrichtung von beispielsweise gleichverteilt orientierten kubisch-flächenzentrierten (kfz) Elementarzellen. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Legierungen X6CrNiNb18-10 und AlSi12Cu4MgNi2 entsprechen dieser Gitterstruktur.



**Bild 14:** Kubisch-flächenzentrierte Elementarzellenstruktur mit Gleitebeneneinheitsnormale  $n_1$  und zugehörigen Gleitrichtungseinheitsvektoren  $m_{1j}$

Kubisch flächenzentrierte Metalle weisen zwölf Gleitsysteme auf. **Bild 14** zeigt schematisch drei dieser Gleitsysteme. Es ist die (111)-Gleitebene mit den drei zugehörigen Gleitrichtungen dargestellt. Sind  $\{\bar{e}_1, \bar{e}_2, \bar{e}_3\}$  die Basisvektoren eines kubischen Kristalls, so lassen sich die Normaleneinheitsvektoren  $n_i$  sowie die drei Gleitrichtungseinheitsvektoren  $m_{ij}$  ermitteln und es gilt bei gegebenem Spannungstensor für die Schubspannung in Richtung des gewählten Gleitsystems:

$$\tau_{s,ij} = \left( \begin{matrix} = \\ \sigma \\ n_i \end{matrix} \right)^T m_{ij} \quad (34)$$

Eine alternative Formulierung der Schubspannung in Gleitsystemrichtung ist durch die Einführung des Schmidfaktors  $m_s$

$$m_s = \cos \alpha \cdot \cos \beta \quad (35)$$

zu formulieren als:

$$\tau_s = m_s \sigma \quad (36)$$

Dabei bezeichnet  $\alpha$  den Winkel zwischen Normalenrichtung und Gleitebenennormale und  $\beta$  den Winkel zwischen Normalen- und Gleitrichtung.

Zur Berücksichtigung der Orientierung der Körner wurde eine Monte-Carlo-Simulation entwickelt. Die Monte-Carlo-Methode ist definiert als ein stochastischer Prozess, welcher mit Hilfe von Zufallszahlen am Rechner nachvollzogen werden kann. Gerade analytisch nicht lösbare Probleme können mit der Monte-Carlo-Simulation (MC) numerisch gelöst werden. Die MC-Simulation basiert auf dem Gesetz der großen Zahlen. Mit einer hinreichend großen Anzahl an Zufallsexperimenten kann das integrale Verhalten eines Systems abgeschätzt werden.

Im Rahmen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells werden die Orientierungen der Elementarzellen als Zufallsexperiment unter der Bedingung räumlicher Gleichverteilung angenommen. Sollte der Werkstoff Texturen bzw. eine ausgeprägte Anisotropie aufweisen, kann dies durch Modifikation der Orientierungsverteilung berücksichtigt werden. Eine Modifikation der Verteilungsform lässt sich durch eine Modifikation der Zufallszahlverteilung realisieren. Zur Berechnung des Wahrscheinlichkeitsmaßes ist eine hinreichend große Anzahl an Orientierungen in den Untersuchungen zu berücksichtigen.



Eine Möglichkeit zur Beschreibung der Orientierung von Elementarzellen im dreidimensionalen Raum stellt die Einführung von Eulerschen Winkeln dar. Durch die Wahl der drei Eulerschen Winkel, die je eine Rotation um eine definierte Achse definieren, kann die Transformation zweier kartesischer Koordinatensysteme vollständig vorgenommen werden.

Für die Definition von Eulerwinkeln existieren zwölf gleichwertige Beschreibungen der Transformationsmatrizen. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Definition von Krolop et al. [1] sowie die Konvention der Eulerschen Winkel, welche der Luftfahrtnorm DIN 9300 entnommen werden kann, verwendet.

Zur Visualisierung wird das Konzept der Einheitskugel mit einem normierten Radius von  $r=1$  ausgewählt. Der Kristallbasisvektor  $\bar{\mathbf{e}}_3$  wird auf der Richtungskugel entsprechend einer Gleichverteilung zufällig gewählt. Durch die Einführung des Kugelkoordinatensystems ist durch die Wahl der Winkel  $\varphi$  und  $\theta$  die Lage des Kristallbasisvektors  $\bar{\mathbf{e}}_3$  auf der normierten Einheitskugel vollständig definiert.

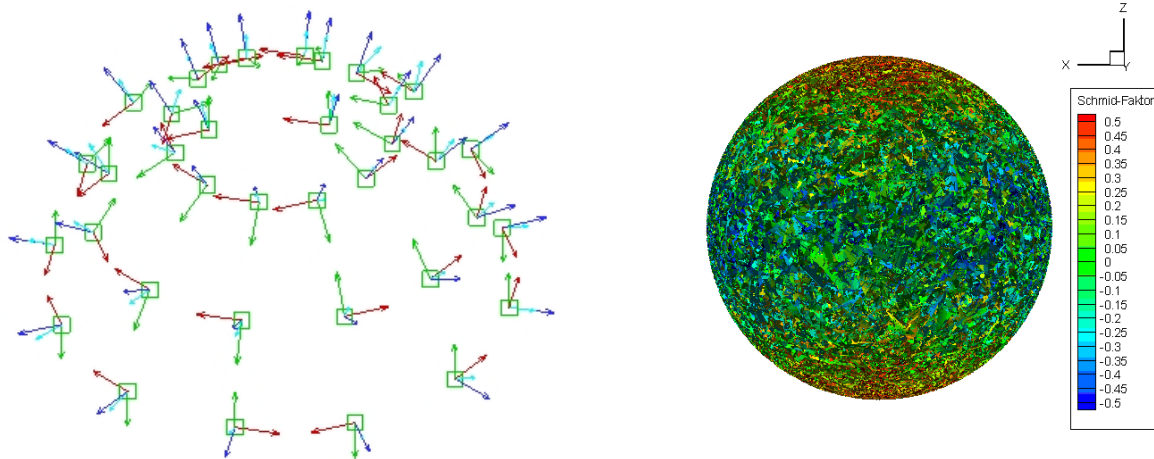
$$\begin{aligned} x_1 &= \cos \varphi \cos \theta \\ x_2 &= \sin \varphi \cos \theta \\ x_3 &= \sin \theta \end{aligned} \quad \varphi \in [0, 2\pi), \theta \in \left[-\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}\right] \quad (37)$$

Durch die Festlegung des Kristallbasisvektors  $\bar{\mathbf{e}}_3$  spannen die Tangentialvektoren an den Breiten- und Längengrad die zu  $\bar{\mathbf{e}}_3$  senkrechte Tangentialebene auf. Der zu  $\bar{\mathbf{e}}_3$  senkrechte Kristallbasisvektor  $\bar{\mathbf{e}}_1$  ist parallel zu dieser Tangentialebene – seine Richtung durch den Winkel  $\psi$  gegen den Breitenkreistangentialeinheitsvektor festgelegt. Die Definition von  $\bar{\mathbf{e}}_3$  und  $\bar{\mathbf{e}}_1$  legt die Lage von  $\bar{\mathbf{e}}_2$  vollständig fest. Durch die Wahl des Winkeltripels  $(\varphi, \theta, \psi)$  sind die Kristallbasisvektoren somit eindeutig festgelegt und eine Orthonormalbasis für die Transformation der Gleitebenen und Gleitsystemrichtungen vollständig definiert.

Eine alternative äquivalente Beschreibung in Form einer Transformationsmatrix zeigt Gl. (38).

$$T = \begin{pmatrix} \cos \theta \cos \psi & \cos \theta \sin \psi & -\sin \theta \\ \sin \varphi \sin \theta \cos \psi - \cos \varphi \sin \psi & \sin \varphi \sin \theta \sin \psi + \cos \varphi \cos \psi & \sin \varphi \cos \theta \\ \cos \varphi \sin \theta \cos \psi + \sin \varphi \sin \psi & \cos \varphi \sin \theta \sin \psi - \sin \varphi \cos \psi & \cos \varphi \cos \theta \end{pmatrix} \quad (38)$$

Mit der hergeleiteten Transformationsmatrix wird eine hinreichend große Anzahl an Elementarzellen in lokale Koordinatensysteme, welche durch die zufällig bestimmte Winkeltripel definiert sind, transformiert. Bild 15 zeigt beispielhaft die Basisvektoren zufällig ausgewählter Winkeltripel mit  $\psi=0$ , dargestellt auf einer Einheitskugel. Durch die Forderung nach  $\psi=0$  entspricht der Kristallbasisvektor  $\bar{\mathbf{e}}_1$  dem Breitenkreistangentialeinheitsvektor des Kristallbasisvektors  $\bar{\mathbf{e}}_3$ .



**Bild 15:** Darstellung zufällig ausgewählter Orthonormalbasen (Kristallbasisvektoren), dargestellt an der Einheitskugel ( $\psi=0$ )

**Bild 16:** Schmid-Faktoren des ersten Gleitsystem ( $\psi=0$ ) dargestellt an der Einheitskugel

Die Forderung nach  $\psi=0$  dient in der vorliegenden und den nachfolgenden Abbildungen zur besseren Visualisierung. Im Rahmen der Anwendung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells werden entgegen der dargestellten Abbildungen alle Winkel des Eulerschen Winkeltripels variiert. Neben der Darstellung zufällig ausgewählter Orthonormalbasen stellt jeder einzelne Punkt der Einheitskugel ein Winkeltripel mit vier Gleitebenen und drei Gleitrichtungen dar. Für das erste Gleitsystem ( $n_1$  und  $m_{11}$ ) zeigt **Bild 16** die Schmid-Faktoren als Maß für den Anteil der Normalspannung in z-Richtung an der Schubspannung des ausgewählten Gleitsystems. Ein allgemeiner Satz der Topologie sagt, dass man mindestens fünf linear unabhängige Gleitsysteme benötigt, um jede beliebige Verformung durch geeignete Überlagerung von Gleitungen zu erhalten. Dieser Zusammenhang ist auch als Taylorsche Kontinuitätsbedingung bekannt. So lässt sich stets zeigen, dass in einer (111)-Ebene nur zwei der drei Richtungen linear unabhängig sind:

$$(111) \otimes [\bar{1} 10] + (111) \otimes [10 \bar{1}] = (111) \otimes [01 \bar{1}] \quad (39)$$

Dieser Zusammenhang besitzt auch bei der Betrachtung der Schubspannungen der Gleitsysteme Gültigkeit – sind so zur Optimierung der Rechenzeit nur fünf linear unabhängige Gleitsysteme auf ihre Schmid-Faktoren zu überprüfen. Dasjenige Gleitsystem mit dem höchsten Schmid-Faktor wird die kritische Schubspannung als erstes erreichen und damit maßgeblich zur plastischen Verformung beitragen. Die Fälle Doppelgleitung (je zwei Gleitsysteme haben den gleichen Schmid-Faktor) und Mehrfachgleitung werden im Rahmen des Modells nicht gesondert berücksichtigt.

Für alle linear unabhängigen Gleitsysteme werden im Folgenden die Schubspannungen berechnet. Die Schubspannungen der einzelnen Gleitsysteme eines Winkeltripels unterscheiden sich maßgeblich. So zeigt **Bild 17** die Schmidfaktoren für das zweite Gleitsystem ( $n_1$  und  $m_{12}$ ). Bei einem Vergleich zwischen den lokalen Schmidfaktoren für das erste Gleitsystem zeigen sich deutliche Unterschiede. Dieses Ergebnis zeigt, dass die Betrachtung nicht auf ein einzelnes Gleitsystem reduziert werden kann, sondern alle linear unabhängigen Gleitsysteme untersucht werden müssen. Modellansätze, welche nur ein Gleitsystem berücksichtigen, vergleiche beispielsweise Krolop et al. in [1], variieren zufällig pro lokale Kornorientierung das einzelne betrachtete Gleitsystem.

Zur besseren Beurteilung der wirkenden Schubspannungen sind in Bild 18 die betragsmäßig maximalen Schmidfaktoren der Einheitskugel mit  $\psi=0$  für den Fall einer Beanspruchung in z-Richtung aufgetragen.

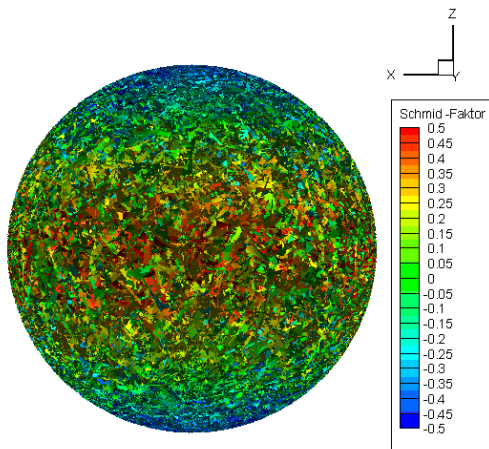


Bild 17: Schmid-Faktoren des zweiten Gleitsystems ( $\psi=0$ ) dargestellt an der Einheitskugel

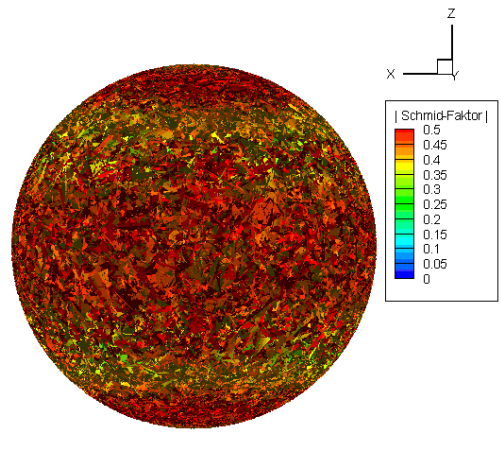


Bild 18: Betragsmäßig maximale Schmidfaktoren unter Berücksichtigung aller Gleitsysteme ( $\psi=0$ )

Bild 18 zeigt, dass die meisten Winkeltripel mit definiertem Winkel  $\psi=0$ , zu einem betragsmäßig hohen Schmid-Faktor führen. Trotz der Betrachtungsweise, die die Unterschiede der verschiedenen Winkeltripel durch die Betrachtung aller Gleitsysteme nivelliert, sind Unterschiede auf der Einheitskugel ersichtlich, welche die Basis der Berechnung des Wahrscheinlichkeitsmaßes und demnach der Intensität der Übergangsrate des Markov-Prozesses bilden. So zeigt sich entlang der  $\pm 45^\circ$ -Breitenkreise eine deutliche Reduktion des Betrags des Schmidfaktors.

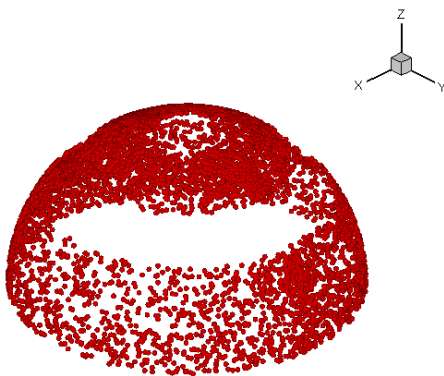


Bild 19: Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei Zug/Druck-Belastung (exemplarisch)

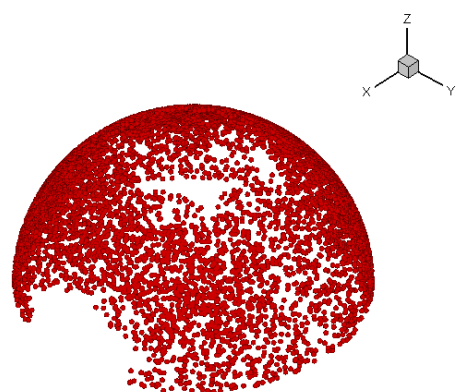


Bild 20: Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei Torsionsbelastung (exemplarisch)

Das Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2 \times [0, 2\pi]}(\|\tau_s(t)\| > \tau_{s,i}^c)$  kann als normierter Inhalt einer Zylinderfläche  $A \subseteq S^2 \times [0, 2\pi]$  aufgefasst und berechnet werden.

Die Teilmenge A ist dabei durch genau diejenigen Winkeltripel definiert, für die wenigstens ein Gleitsystem mit einer Schubspannung betragsmäßig größer dem kritischen Wert existiert. Das Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_S^2$  ergibt sich im Sonderfall einer homogenen Verteilung des Kristallbasisvektors  $\bar{e}_3$  als Quotient dieser Teilmenge A zur Gesamtmenge.

Bild 19 zeigt beispielhaft bei einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung diejenigen Gleitebenenorientierungen, für welche zumindest eine Gleitrichtung mit überkritischer Schubspannung existiert. Als kritische Schubspannung wurde hier in Abhängigkeit der wirkenden einachsigen Normalspannung  $\sigma_{\text{Zug/Druck}} = \sigma_v$  (GEH) vergleichbar zu der Vorgehensweise in [1] ein Verhältnis von  $(\sigma_v/2)/\tau_c = 1,05$  gewählt. Bild 20 zeigt diese überkritischen Orientierungen für eine reine Torsionswechselbeanspruchung  $\tau_t$  mit identischer Vergleichsspannung  $\sigma_v$  (GEH) nach von Mises und kritischer Schubspannung  $\tau_c$ . Als Verhältnis  $\tau_t/\tau_c$  ergibt sich unter Verwendung des Zusammenhangs  $(\sqrt{3} \cdot \tau_t)/2\tau_c = 1,05$  ein Verhältnis von 1,21. In dieser Form lassen sich für alle Beanspruchungszustände überkritische Gleitebenenorientierungen visualisieren und das für das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell notwendige Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_S^2$  ermitteln. Ein Vergleich zwischen den hier erzielten Ergebnissen und den Darstellungen in [1] zeigt eine gute Übereinstimmung. Der Mehrachsigkeitseinfluss ist dabei implizit durch den dreidimensionalen Ansatz zur Berechnung der wirkenden Schubspannungen enthalten. Bild 19 und Bild 20 machen deutlich, dass rein ebene Modelle, bei welchen überkritische Orientierungen auf Großkreisbögen liegen, den Mehrachsigkeitseinfluss der Übergangswahrscheinlichkeit nicht korrekt beschreiben können. Setzt man beispielsweise in Gleichung (34) Vektoren ein, welche in einer Ebene liegen, so führt das entscheidende Kriterium für die Schubspannung  $|\tau - \tau_c| \geq 0$  stets für  $\sigma_{v,Torsion} = (\sqrt{3}/2)\sigma_{\text{Zug/Druck}}$  zu gleich großen Kreisbögen überkritischer Orientierungen und damit gleichen Übergangswahrscheinlichkeiten und Lebensdauern [1]. Dies würde bedeuten, dass ebene Modelle Unterschiede zwischen Zug- und Torsionsbeanspruchung nicht abbilden können. Hier ist eine deutliche Abweichung zu experimentellen Ergebnissen zu erkennen. Die Berücksichtigung der räumlichen Orientierung ist bei schubspannungsbasierten Wachstumsmodellen eine notwendige Bedingung dafür, mehrachsige Spannungszustände korrekt zu beschreiben [1].

#### 3.2.6 Evolutionäre Algorithmen

Schon an ihren Namen lässt sich erkennen, dass evolutionäre Algorithmen ihren Ursprung in der Biologie haben. Aus Sicht der Biologie umfassen evolutionäre Algorithmen Modellvorstellungen der Evolution, welche in Form eines Algorithmus beschrieben werden können. Aus Sicht der Ingenieurwissenschaften stellt ein evolutionärer Algorithmus eine Methodik des ständigen Verbesserns dar. Unabhängig von detaillierten evolutionsbiologischen Erkenntnissen nutzt der Algorithmus die Grundprinzipien dieser Wissenschaftsdisziplin aus, um in anderen Bereichen ein Optimierungsproblem zu lösen.

Bei einem Optimierungsproblem ist der Lösungsraum und eine Bewertungsfunktion gegeben. Zu unterscheiden sind dabei Maximierungs- und Minimierungsprobleme. Evolutionäre oder auch genetische Algorithmen lassen sich unter dem Überbegriff Optimierungsalgorithmus subsumieren.

In den Ingenieurwissenschaften sind evolutionäre Algorithmen computerbasierte Problemlösungssysteme, welche berechenbare Modellvorstellungen von natürlichen, evolutionären Prozessen als Schlüsselemente verwenden. Individuen bezeichnen dabei Problemlösungen, welche mittels einer Zielfunktion zur Beurteilung der Ergebnislösungsgüte evaluiert werden, um zu entscheiden, ob diese an der Generierung von Nachfolgelösung teilnehmen oder der Selektion zum Opfer fallen. Neue Lösungen werden mittels Operationen wie Mutation

und Rekombination aus existenten Lösungen abgeleitet. Dieser Prozess wird fortgeführt, bis eine Lösung für das Problem gefunden werden kann.

Evolutionäre Algorithmen sind aufgrund ihrer Eigenschaften für eine Vielzahl von komplexen Optimierungsaufgaben geeignet, da sie keine grundsätzlichen Einschränkungen bezüglich der zu optimierenden Funktion  $f(x)$  aufweisen. So sind bei evolutionären Algorithmen keine Voraussetzungen hinsichtlich Stetigkeit, Ableitbarkeit oder Dimensionalität zu erfüllen.

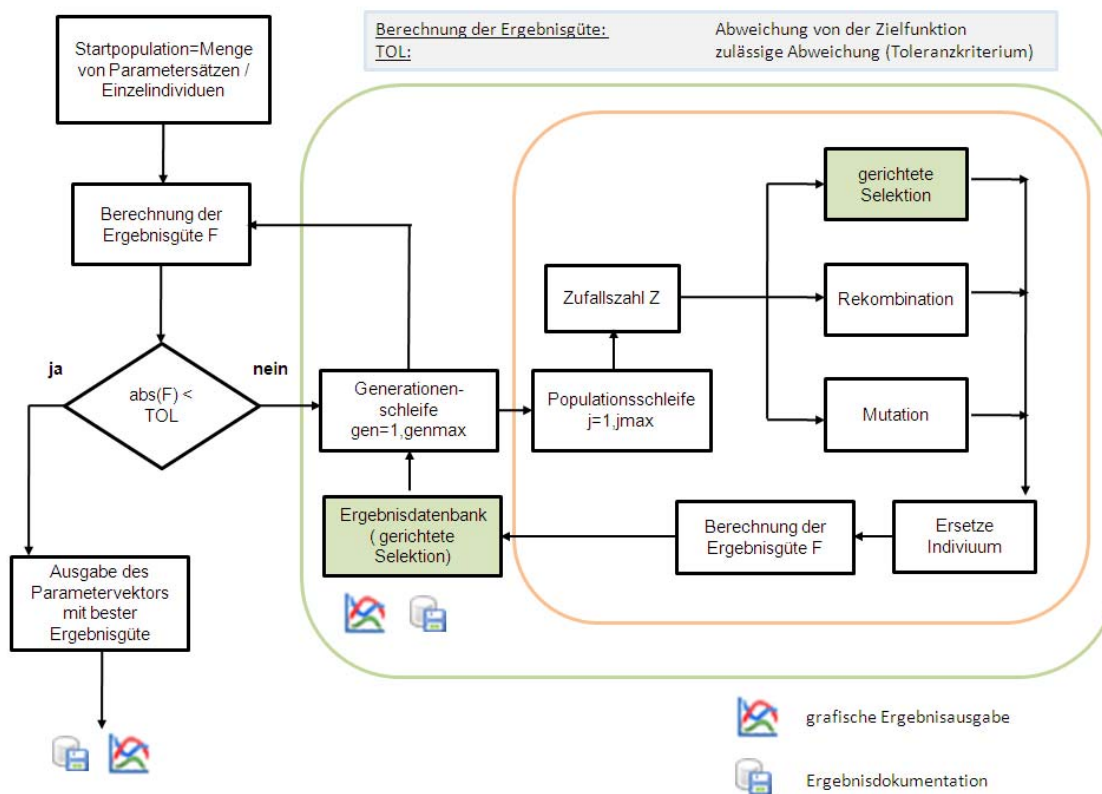
In der Regel steht in den Ingenieurwissenschaften zu Beginn ein Problem, welches gelöst werden soll. Nach einer detaillierten Problemformulierung und -formalisierung beginnt die Suche nach einem möglichst passenden Algorithmus oder Verfahren, um das Problem zu lösen. Bei evolutionären Algorithmen dagegen steht an erster Stelle der Algorithmus an sich. Die Grundidee ist, dass ein evolutionärer Algorithmus im Wesentlichen fertig ist und auf ein beliebiges Problem angewandt werden kann. Diese Problemunabhängigkeit, welche auf einer ohne Einschränkungen definierbaren Zielfunktion beruht, macht den Einsatz von evolutionären Algorithmen besonders attraktiv. Mathematisch ausgedrückt resultiert aus den nicht notwendigen Glattheitsvoraussetzungen der Anpassungsfunktion eine hohe Robustheit.

Entsprechend der Grundkonzeption des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, siehe Kapitel 3.2.4, sind die kritischen Schubspannungen durch Anpassungsrechnungen an experimentelle Häufigkeiten zu ermitteln. Die zu optimierende Funktion entspricht dabei der Minimierung der Fehlerquadratsumme über den kritischen Schubspannungen der einzelnen Übergänge, der charakteristischen Zeit  $t^*$  sowie der Startzeit  $t_0$ , die den Beginn der Rissnukleation beschreibt. Es zeigt sich, dass die absolute Zustandswahrscheinlichkeitsverteilung  $p_i(t)$  über die mittels Monte-Carlo-Simulation zu ermittelnden Intensitäten  $\lambda_i$  von diesen Anpassungsparametern abhängig ist. Diese Abhängigkeit kann allgemein nicht durch eine geschlossene Formel angegeben werden. Die Anwendung eines Gradientenverfahrens oder der häufig zur Parameteranpassung herangezogenen Downhill-Simplex-Verfahren (bspw. Nelder-Mead-Algorithmus) bergen aufgrund der potenziellen Existenz mehrerer lokaler Minima Risiken, die durch die Anwendung eines evolutionären Algorithmus reduziert werden können. Evolutionäre Algorithmen zeichnen sich dadurch aus, dass sie mit einer großen Wahrscheinlichkeit das absolute Minimum ermitteln können.

Bild 21 zeigt das Ablaufdiagramm des implementierten evolutionären Algorithmus des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells. Zu Beginn der Kurvenregression wird eine Startpopulation mit  $n$  Individuen initialisiert und ihre Ergebnislänge (Abweichung von der Zielfunktion) überprüft. Sollte das am besten an die Zielfunktion angepasste Individuum der Startpopulation das Toleranzkriterium erfüllen, wird der entsprechende Datensatz in der Ergebnisdatenbank gespeichert und ein Abweichungsdiagramm zwischen Soll- und Istwerten an den Stützstellen grafisch ausgegeben. Sollten die Startpopulationen das Toleranzkriterium nicht erfüllen, startet der eigentliche evolutionäre Algorithmus. Eine Schleife über alle Populationen ist in einer Generationenschleife eingebettet. Für jedes Individuum wird mittels einer Zufallszahl ein genetischer Operator (Mutation, Rekombination, Selektion) ausgewählt und angewendet.

Durch den Operator Mutation wird eine zufällig bestimmte Dezimalstelle einer ebenfalls zufällig ausgewählten Eigenschaft eines Individuums nach erfolgter Skalierung auf den Wertebereich  $[0;1]$  verändert. Durch das Rekombinieren ausgewählter Eigenschaften zweier Einzelindividuen wird versucht, bessere Ergebnislängen zu erzielen. Der klassische Selektionsschritt, der die neu ermittelten Parameter hinsichtlich ihrer Ergebnislänge mit existierenden Parametersätzen vergleicht und gegebenenfalls ersetzt, wird mittels einer speziell konzipierten Ergebnisdatenbank realisiert. Zur Sicherstellung guter Parametersätze werden diese dort hinterlegt und nicht den Veränderungen durch die genetischen Operatoren ausgesetzt. Die Anzahl der als gut bezeichneten und in der Ergebnisdatenbank hinterlegten Parametersätze

reduziert sich mit jedem Berechnungsschritt, welcher keine verbesserten Parametersätze ermitteln konnte, bis zuletzt ein Parametersatz als Lösung identifiziert werden kann.



**Bild 21:** Ablaufdiagramm des implementierten evolutionären Algorithmus des Stochastischen Mikrorissswachstumsmodells

Zusätzlich zu dem globalen evolutionären Algorithmus wurden lokale Regressionsuntersuchungen durchgeführt, um den vorliegenden evolutionären Algorithmus als globales Suchverfahren mit einem Downhill-Simplex-Ansatz als lokales Suchverfahren zu verknüpfen. Vorausgreifend auf die Anpassungsergebnisse verbessern sich die ermittelten Parametersätze durch die zusätzliche rechenzeitintensive lokale Parametersuche im Vergleich zu einem reinen evolutionären Algorithmus nicht.

#### 3.2.7 Implementierung des stochastischen Modells mit integriertem evolutionären Algorithmus zur Parameterbestimmung

Das im Rahmen dieser Arbeit erstellte stochastische Mikrorissswachstumsmodell besteht aus den verknüpften Einzelmodulen:

- Analytische Beschreibung des Markov-Prozess / Poisson-Prozess (für  $\lambda_i = \lambda_i$ )
- Numerische Beschreibung Markov-Prozess / Poisson-Prozess (für  $\lambda_i = \lambda_i$ ) unter Berücksichtigung möglicher zeitvarianter Übergangswahrscheinlichkeiten  $\lambda_i(t)$
- Monte-Carlo-Simulation zur Bestimmung des belastungsspezifischen Wahrscheinlichkeitsmaßes  $P_{S^2x[0,2\pi]}(\{\tau_s(t) > \tau_{s,i}^c\})$
- Evolutionärer Algorithmus zur Bestimmung der Anpassungsparameter an experimentell ermittelte Häufigkeiten einschließlich der Möglichkeit zur Gewichtung einzelner Stützstellen der zu optimierenden Zielfunktion  $f(x)$

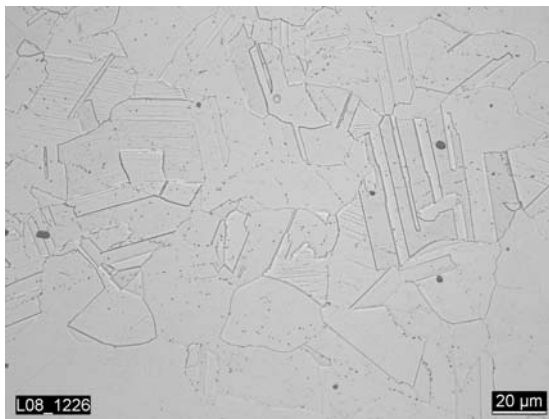
- Vorausberechnung der absoluten Wahrscheinlichkeitsverteilung  $p_i(t)$  auf der Basis vorgegebener bzw. durch den evolutionären Algorithmus zu berechnenden Parameter und wirkende Beanspruchung.
- Eingabemaske zur Erstellung der Inputdateien zur Anpassung und Vorausberechnung
- Grafische Ausgabemöglichkeit (postprocessing sowie direkt) aller relevanten Daten und Verläufe
- Ausgabe in Dateiform zur Verwendung in beliebigen Postprozessoren

Alle Einzelmodule mit Ausnahme der Eingabemaske sind in FORTRAN 95 (Intel Fortran Compiler Version 9.1) unter Verwendung dynamischer Speicherallokation programmiert. Auf compilerspezifische Erweiterungen und Besonderheiten wurde verzichtet. Die modulare Programmierung erlaubt es, gegebenenfalls Einzelmodule beispielsweise das Verfahren zur Bestimmung der Übergangsrate auf Basis der Intensitäten zu modifizieren, ohne die Grundkonzeption des Modells überarbeiten zu müssen.

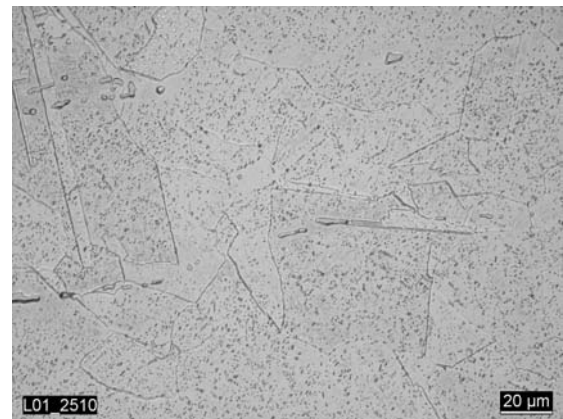
Dementsprechend wurde ein besonderer Fokus auf die Definition der Modulschnittstellen gelegt. Durch eine in C++ programmierte Eingabemaske ist der Benutzer nicht gezwungen, umständlich mittels Textdateien Eingabe- und Steuerparameter zu definieren.

#### 3.2.8 Versuchswerkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550)

Als Versuchswerkstoff für die Konzeption und Anwendung wurde von Krolop et al. ein Niob stabilisierter austenitischer Werkstoff X6CrNiNb18-10 ausgewählt [1]. Dieser Stahl ist einer der gebräuchlichsten Rohrleitungswerkstoffe in deutschen Leichtwasserreaktoren. Bei den in [1] durchgeführten experimentellen Untersuchungen lag das Material als Stangenmaterial mit einem Durchmesser von  $\varnothing=80\text{mm}$  und einer typischen Korngröße nach ASTM von 6-8 vor. Die Wärmebehandlung bestand aus einem Halten bei  $T=1060^\circ\text{C}$  für 110 Minuten und anschließendem Abschrecken in Wasser [82].



**Bild 22:** Mikrostruktur des verwendeten austenitischen Rohrleitungswerkstoff X6CrNiNb18-10



**Bild 23:** Mikrostruktur des austenitischen Rohrleitungswerkstoff X6CrNiNb18-10 mit kurzer Lösungsglühdauer

**Bild 22** zeigt eine charakteristische Mikrostrukturaufnahme von X6CrNiNb18-10 nach langer Lösungsglühbehandlung. Neben den einzelnen Körnern sind Rekristallisationszwillinge zu identifizieren. Der Werkstoff weist eine polykristalline Charakteristik auf. Im Vergleich dazu zeigt **Bild 23** einen X6CrNiNb18-10 mit kurzer Lösungsglühbehandlung ( $T=1050^\circ\text{C}$  für  $t=10\text{min}$ ). Neben Zwillings- und Korngrenzen sind Niobkarbide in der Matrix fein verteilt. Die Darstellung zeigt, dass durch eine Veränderung der Wärmebehandlung die Mikrostruktur von X6CrNiNb18-10 deutlich modifiziert werden kann. Eine Übertragbarkeit von Ergebnissen,

### 3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung

basierend auf mikrostrukturellen Modellvorstellungen wie dem Stochastischen Mikrorisswachstumsmodell, ist demnach nur nach Identifikation wirkender Schädigungsmechanismen möglich. Im Rahmen dieser Arbeit wird ausschließlich der austenitische Werkstoff mit langer Lösungsglühdauer betrachtet.

Die mittels optischer Emissionsspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 dokumentiert. Die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung nach KTA 3201.1 sind erfüllt.

	Massenanteile in %							
Werkstoffkurzzeichen	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
X6CrNiNb18-10 (1.4550)	0,018	0,18	1,9	0,01	0,002	18,6	0,36	10,7
	Massenanteile in %							
	V	Al	Ti	Nb	N2	Cu	Co	B
X6 CrNiNb 18-10 (1.4550)	0,047	0,002	0,009	0,310	0,022	0,04	0,03	0,0013

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 1.4550 (X6 CrNiNb 18-10) [82]

Die experimentellen Untersuchungen zur Beschreibung der Oberflächenschädigung wurden von Krolop et al. durchgeführt [1]. Auf die in dieser Arbeit ermittelten Mikrorissverteilungen an der Oberfläche wurde zurückgegriffen, um das im Rahmen dieser Arbeit neu konzipierte Stochastische Mikrorisswachstumsmodell auf der Basis einer Markov-Kette zu verifizieren.

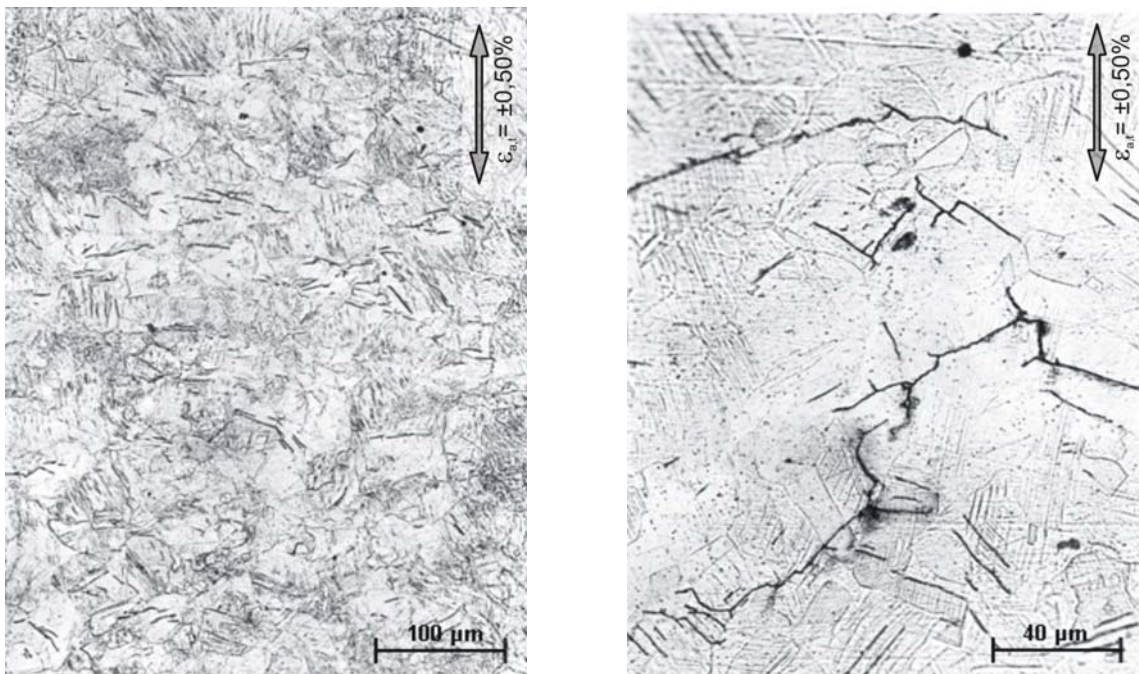


Bild 24: Exemplarische Mantelflächenaufnahmen zur Beschreibung der Oberflächenschädigung in Form von Mikrorissen an zyklisch beanspruchten Proben aus X6CrNiNb18-10 [1]

Die in [1] zu Verfügung gestellten Angaben der Mikrorissverteilung an der Probenoberfläche bilden die Daten zur Verifikation des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells: Nach Ermittlung belastungsspezifischer Anrisslastspielzahlen nach dem Lastabfallkriterium wurden



weitere Untersuchungen mit abgestufter Lastspielzahl vorgenommen. Zur Analyse der Mikrorissverteilung der zyklisch beanspruchten Proben wurde die Zahl der Mikrorisse und ihre Länge der diskreten Längeneinheit „Korn“ an vier um  $90^\circ$  versetzte Mantellinien ausgezählt und mit diesen Informationen (absolute und relative) Häufigkeitsverteilungen  $h_i(t)$  bestimmt. Durch diese dort ermittelten Rohdaten kann die im Folgenden verwendete absolute Zustandswahrscheinlichkeit  $p_i(t)$  der Mikrorissverteilung für unterschiedliche Lebensdaueranteile und Beanspruchungshöhen errechnet werden.

Bild 24 zeigt exemplarische Mantelflächenaufnahmen zyklisch beanspruchter Proben zur Beschreibung der Oberflächenschädigung. Bei den Untersuchungen ist eine hohe und nahezu homogene Mikrorissdichte festzustellen. Die Risse weisen zumeist transkristallines Verhalten auf. In Einzelfällen sind auch interkristalline und an Zwillingsgrenzen initiiierende und wachsende Risse festzustellen. Diese sind aber rein zahlenmäßig von untergeordneter Bedeutung und werden, da in der Modellkonzeption nicht vorgesehen, auch nicht gesondert erfasst.

In den folgenden Kapiteln werden die auf diese Art und Weise ermittelten Ergebnisse zur Anpassung und Verifikation des neukonzipierten Modells verwendet.

#### 3.2.9 Anpassungsrechnungen

Die hier zur Bestimmung der Parameter des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells vorgestellten Anpassungsrechnungen beziehen sich alle auf die mit der Mehrprobentechnik ermittelten experimentellen Risshäufigkeitsverteilungen der zyklischen Versuche von X6CrNiNb18-10 bei einer Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 1\%$  (RT).

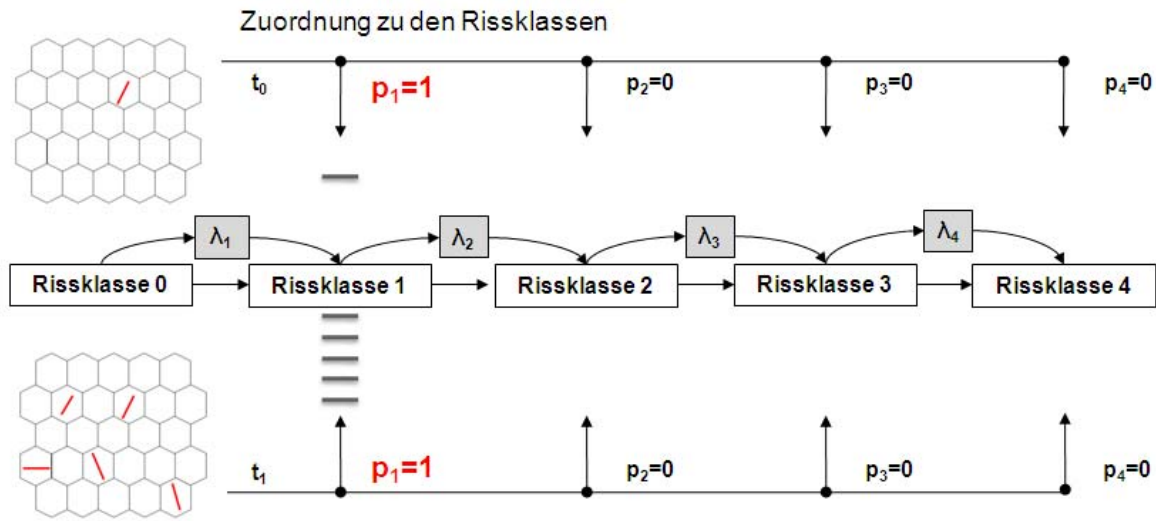
In Kapitel 3.2.4 sind für den vorgestellten Spezialfall der Chapman-Kolmogorovschen Gleichungen die zeitlichen Entwicklungen der absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i$  hergeleitet. Ausschließlich für die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0$  weist die Entwicklung der Wahrscheinlichkeitsmasse ein rein abfließendes Verhalten auf und stellt somit einen Spezialfall innerhalb des zu lösenden Differentialgleichungssystems dar. Die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0$  ist experimentell nicht ermittelbar. Während die absoluten und somit auch die relativen Häufigkeiten  $h_i(t)$ ,  $i > 1$  durch Zählen der Mikrorisse der diskreten Längeneinheit „Korn“ experimentell zu bestimmen sind, gibt es für die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0$  kein experimentell ermittelbares Maß  $h_0(t)$ . Im Folgenden sollen zwei konzeptionell verschiedene Interpretationen verglichen und auf ihre Anwendbarkeit im Rahmen der experimentell vorliegenden Mikrorissevolution von zyklisch beanspruchtem X6CrNiNb18-10 untersucht werden.

Krolop et al. erwähnen die Verwendung der Rissklasse 0, abgesehen von ihrer rein mathematischen Notwendigkeit im Rahmen der Chapman-Kolmogorovschen Gleichungen für die Beschreibung der Mikrorissnukleation, nicht [1]. Durch die Bestimmung des Zeitpunktes der Nukleation des ersten Mikrorisses  $t_0$  durch die Anpassungsrechnung wird die absolute Zustandswahrscheinlichkeit  $p_1(t_0)$  zu 100% definiert. Dies ist aus wahrscheinlichkeitstheoretischer Sichtweise durchaus legitim. Die Existenz eines einzigen Mikrorisses, zwangsweise der kleinsten diskreten Längeneinheit zugeordnet, führt direkt zu einer Wahrscheinlichkeitsaussage von  $p_1(t_0)=1$ . Sollten mehrere Mikrorisse der Größe „1 Korn“ in den darauffolgenden Zyklen initiieren, bilden die absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t > t_0)$  diesen Vorgang nicht ab, siehe Bild 25.

Alternativ zu der vorgestellten Vorgehensweise kann die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0(t)$  auch als weiterer Anpassungsparameter aufgefasst und die experimentell bestimmbaren Wahrscheinlichkeiten höherer Rissklassen relativ zueinander betrachtet werden. Durch diese Konzeption kann die Nukleation weiterer Mikrorisse durch das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell abgebildet werden. Die Definition  $p_1(t_0)=1$  entfällt durch diesen Ansatz.

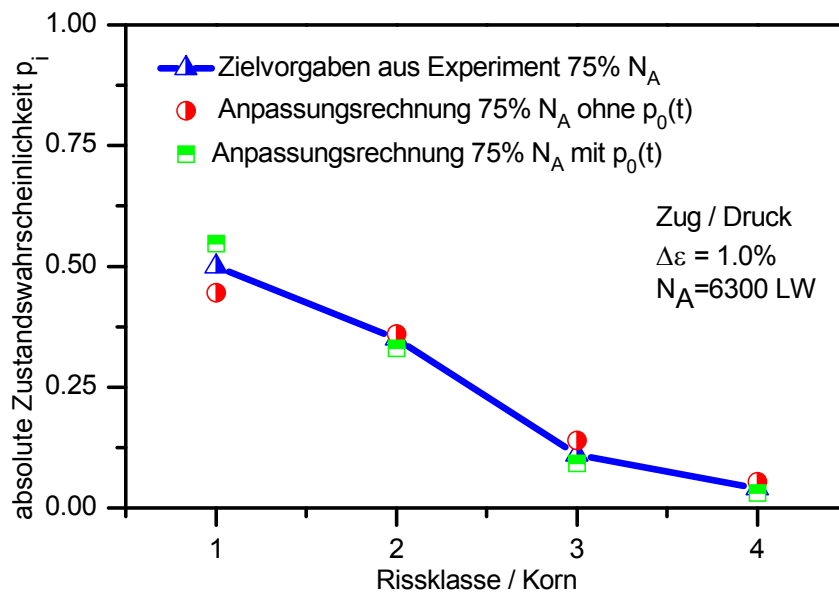
### 3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung

Durch die verbleibende „Wahrscheinlichkeitsmasse 0“ kann die absolute Zustandswahrscheinlichkeit  $p_1(t > t_0)$  nach Erreichen des Nukleationszeitpunkt  $t_0$  ansteigen und nicht ausschließlich stetig abfallen.



**Bild 25:** Mögliche Konzeption der experimentell nicht ermittelbaren Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0(t)$

In der Ergebnisdarstellung muss die relative Wahrscheinlichkeitsverteilung wieder als absolute Größe abgebildet werden, um einen Vergleich zu experimentellen Häufigkeiten vornehmen zu können. Dazu wird die Summe der absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten der Rissklassen 1 bis  $n$  ohne Berücksichtigung der Wahrscheinlichkeit der Rissklasse 0 zu 100% projiziert. Durch die Projektion können kleinste Abweichungen der auf der Basis von relativen Daten angepassten Parameter zu durchaus großen Abweichungen bei den absoluten Wahrscheinlichkeiten führen.



**Bild 26:** Vergleich der Anpassungsergebnisse bei einer Zyklenzahl von  $N=0,75 N_A$

Im Vergleich zu den Anpassungsergebnissen mit der Verwendung von Zustandswahrscheinlichkeit  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter ist für die Ergebnisdarstellung der Ergebnisse ohne Verwendung von  $p_0(t)$  keine Projektion der Zustandswahrscheinlichkeit auf  $p_{ges}=1$  notwendig.

Bild 26 zeigt das vergleichende, mittels des implementierten evolutionären Algorithmus ermittelte Anpassungsergebnis der Berechnungsvarianten bei einer Zyklenzahl von  $N=0,75 N_A$ . Für beide vorgestellten Varianten weisen die Ergebnisse, insbesondere bei den relevanten hohen Rissklassen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Häufigkeitsverteilungen auf. Die Anpassungsrechnung ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  weist dabei ein konservativeres Ergebnis auf. Konservativ in dem Sinne, dass die absolute Zustandswahrscheinlichkeit höherer Rissklassen größer ist als bei der Anpassungsrechnung unter Berücksichtigung von  $p_0(t)$  angenommen wird. Die Anpassungsergebnisse, die von Krolop in [1] angegeben wurden, weisen insbesondere bei einer Zyklenzahl von  $N=0,75 N_A$  eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Daten auf. Zu berücksichtigen ist aber, dass allein diese Werte als Stützstellen zur Beurteilung der Anpassungsgüte herangezogen wurden. In den hier gezeigten Berechnungen wird die Anpassungsgüte zu drei Zeitpunkten (12,5%  $N_A$ , 50%  $N_A$  und 75%  $N_A$ ) berücksichtigt. Dementsprechend wird der Verlauf der Mikrorissevolution besser, die Anpassungsgüte bei einer konkreten Zyklenzahl (hier:  $0,75 N_A$ ) schlechter abgebildet. Darstellungen der Anpassungsergebnisse für die Berechnungen mit und ohne  $p_0(t)$  sind für die Stützstellen im Anhang dargestellt. Die Anpassungsergebnisse der jeweiligen Stützstellen weisen für beide Berechnungsvarianten gute Übereinstimmungen mit den experimentellen Häufigkeitsverteilungen auf.

Zusammenfassend sind in Tabelle 3 die in diesem Fall ermittelten Parameter des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells dokumentiert.

Anpassungsparameter	mit Berücksichtigung von $p_0(t)$ als Anpassungsparameter	ohne Berücksichtigung von $p_0(t)$ als Anpassungsparameter
Nukleationszeitpunkt $t_0$	22,49	5,83
charakteristische Zeit $t^*$	1020,28	4305,72
kritische Schubspannung $\tau_{c,1}$	0,4050 $\sigma_{Zug/Druck}$	durch $t_0$ definiert
kritische Schubspannung $\tau_{c,2}$	0,4903 $\sigma_{Zug/Druck}$	0,4404 $\sigma_{Zug/Druck}$
kritische Schubspannung $\tau_{c,3}$	0,4913 $\sigma_{Zug/Druck}$	0,4403 $\sigma_{Zug/Druck}$
kritische Schubspannung $\tau_{c,4}$	0,4876 $\sigma_{Zug/Druck}$	0,4245 $\sigma_{Zug/Druck}$
kritische Schubspannung $\tau_{c,5}$	0	0

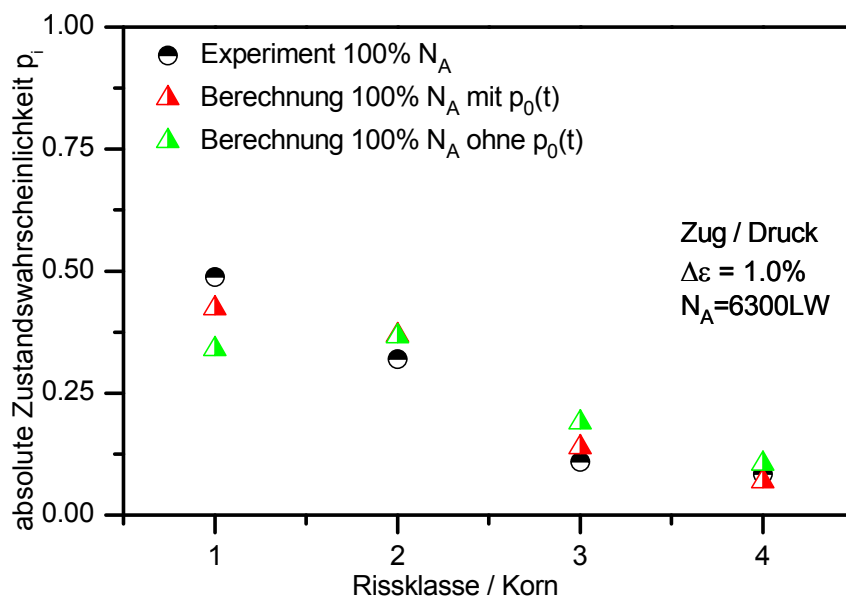
Tabelle 3: Ermittelte Parameter der durchgeführten Anpassungsrechnungen bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$

### 3.2.10 Berechnungen – Anwendung des Mikrorisswachstumsmodells

Der entscheidende Ansatz der Vorausberechnungen ist die Konzeption des Nukleationszeitpunkts  $t_0$ . Der Nukleationszeitpunkt ist weniger durch das Überschreiten einer kritischen Schubspannung, als vielmehr durch die sukzessiv akkumulierte Dehnung auf den Gleitsystemen eines Korns gekennzeichnet [1]. Zur Übertragbarkeit wird die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung herangezogen. Das polykristalline Taylor-Modell postuliert einen homogenen Dehnungszustand – dementsprechend ist es naheliegend anstatt den lokalen Werten der jeweiligen Körner den makroskopischen Wert zu verwenden [1]. Es wird demnach die akkumulierte plastischen Dehnung  $\varepsilon_{pvc}$  zu

$$\varepsilon_{pvc} = \sum_{N=1}^{N_0} \Delta \varepsilon_{p,N} = \sum_{N=1}^{N_0} (\Delta \varepsilon_N - \Delta \varepsilon_{el,N}) = \sum_{N=1}^{N_0} \left( \Delta \varepsilon_N - \frac{\Delta \sigma_N}{E} \right) \quad (40)$$

gesetzt. Die Zyklenzahl  $N_0(t=t_0)$  wird mit den weiteren Anpassungsparametern durch den evolutionären Algorithmus an einen dehnungskontrollierten einachsigen Versuch mit der Dehnungsschwingbreite  $\Delta \varepsilon_n$  und der Spannungsschwingbreite  $\Delta \sigma_n$  bei Raumtemperatur angepasst. Bei der angegebenen Formel wird mit den Sättigungswerten der Schwingbreiten gerechnet. Der Einschwingvorgang wird aufgrund der als gering postulierten Relevanz auf die Mikrorissinitiiierung und auf das Mikrorisswachstum nicht explizit berücksichtigt. Nach der Bestimmung von  $N_0$  ist auch  $\varepsilon_{pvc}$  bekannt. Dementsprechend kann für beliebige Lastfälle das Erreichen von  $\varepsilon_{pvc}$  als Startpunkt der probabilistischen Nukleation von Mikrorissen identifiziert werden.

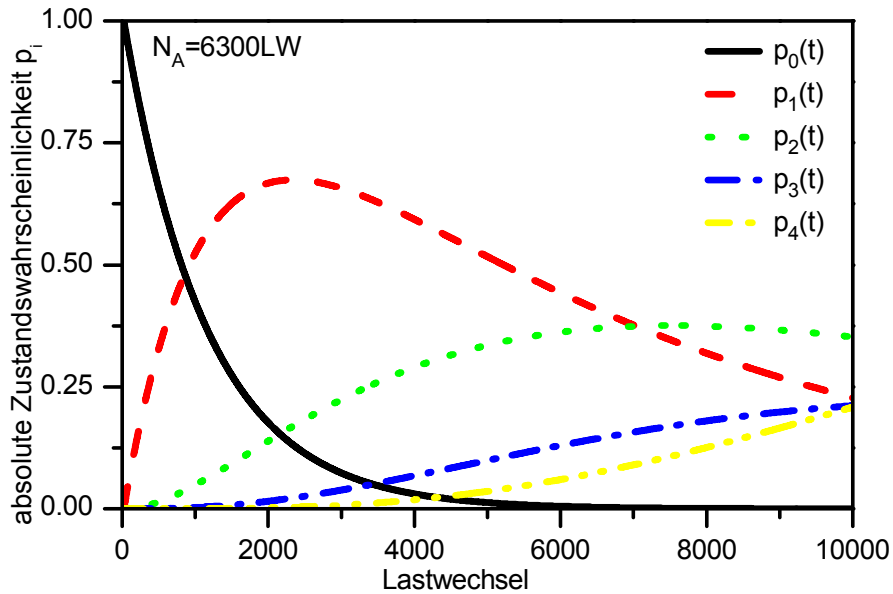


**Bild 27:** Berechnung ( $\Delta \varepsilon = 1\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N=N_A$

Basierend auf dem ermittelten Parametersatz, vgl. Kapitel 3.2.9, können ohne Verwendung zeitabhängiger Intensitäten analytische Berechnungen der Mikrorissverteilung bei einer Zyklenzahl  $N=N_A$  durchgeführt werden.

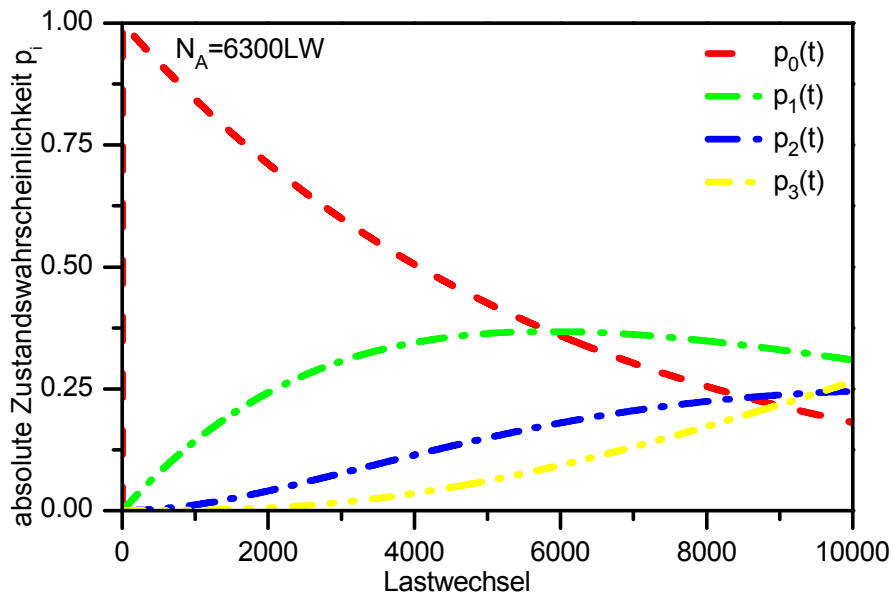
**Bild 27** zeigt das Ergebnis der Berechnung der absoluten Zustandswahrscheinlichkeitsverteilung  $p_i(N_A)$  für beide Berechnungsvarianten. Das konservative Verhalten der Anpassungsrechnung der Berechnungsart ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter – im Folgenden als „ohne  $p_0(t)$ “ bezeichnet – setzt sich in den Berechnungen aufgrund der zeitinvarianten Intensitäten fort. Das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell beschreibt in diesem Fall eine im Vergleich zum experimentellen Ergebnis größere Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Rissklassen höherer Ordnung.

Durch den Verzicht auf zeitvariante Intensitäten ist der zeitliche Verlauf der Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t>t_0)$  stetig und differenzierbar, siehe die Verläufe der Zustandswahrscheinlichkeiten in **Bild 28** und **Bild 29**.



**Bild 28:** Probabilistische Mikrorissevolution bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  mit  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter

Bei Verwendung von  $p_0(t)$  – im Folgenden als „mit  $p_0(t)$ “ bezeichnet - als Anpassungsparameter kann sowohl die Anpassungsgüte als auch die Berechnung der Verteilung bei  $N=N_A$  besser abgebildet werden. Das Ergebnis weist eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen auf – Abweichungen zu den experimentellen Häufigkeitsverteilungen sind konservativ zu bewerten. Ein Vergleich von Bild 28 und Bild 29 verdeutlicht das konservativere Ergebnis der Berechnung ohne  $p_0(t)$ . Qualitativ weist die probabilistische Mikrorissevolution beider Berechnungsvarianten ein vergleichbares Verhalten auf.

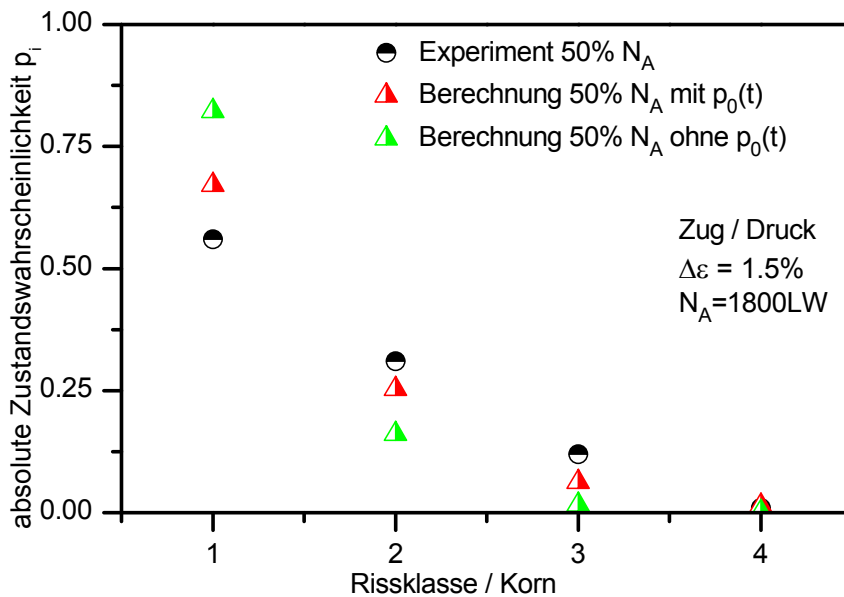


**Bild 29:** Probabilistische Mikrorissevolution bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  ohne  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter

Das sehr gute Ergebnis der Vorausberechnung bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  ist nicht überraschend. So wurden die Parameter des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells so exakt wie möglich an den Verlauf der Mikrorissentwicklungen bis zu  $N=0,75 N_A$  angepasst. Eine Möglichkeit der Verifizierung des Modells lässt sich durch die Berechnung der probabilistischen Mikrorissverteilung mit einer von der Anpassungsrechnung abweichenden Dehnungsamplitude unter Verwendung der angepassten Parameter durchführen. Der Nukleationszeitpunkt  $t_0$  wird dabei gemäß Gl.(40) modifiziert. **Bild 30** zeigt das Berechnungsergebnis für eine Dehnungs-

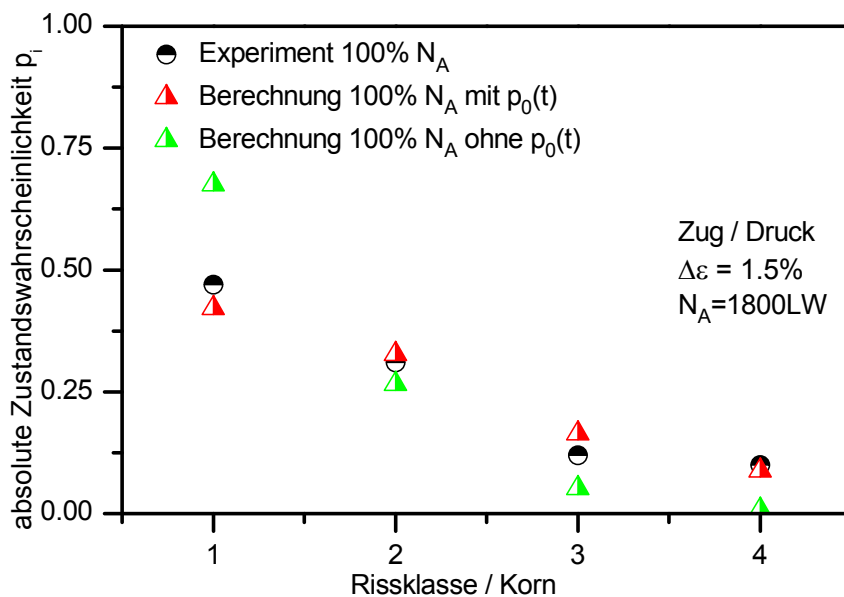
### 3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung

amplitude von  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$  für die Berechnung der Mikrorissverteilung bei  $N=0,5 N_A$ . Abweichungen zwischen Berechnung und Experiment sind insbesondere ohne Verwendung des Anpassungsparameters  $p_0(t)$  deutlich.



**Bild 30:** Berechnung ( $\Delta\varepsilon = 1,5\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N=0,5 N_A$

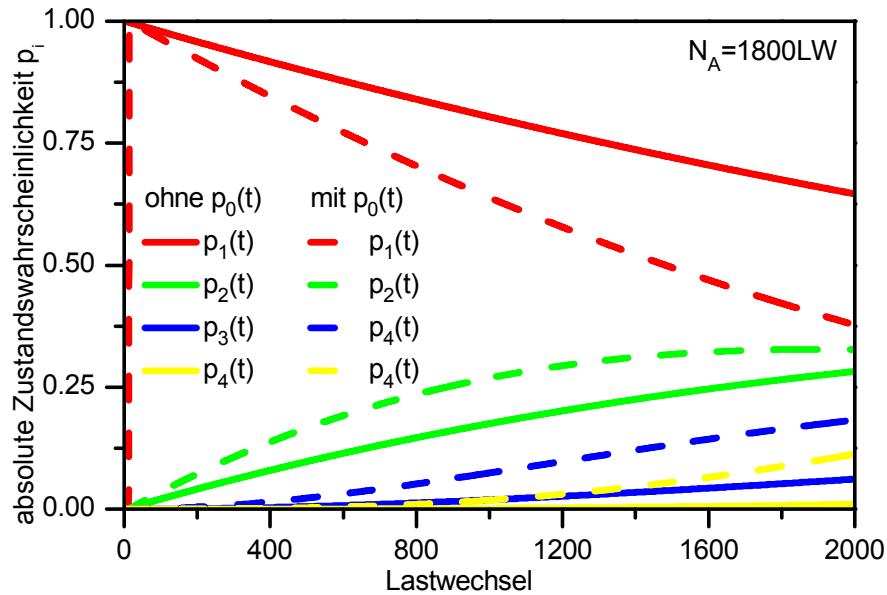
Für die Berechnung der Mikrorissverteilung bei erfolgtem Anriss ( $N=N_A$ ) weisen Berechnung und Experiment eine sehr gute Übereinstimmung auf. So können die Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t)$  aller Rissklassen korrekt wiedergegeben werden. Für die Berechnung ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  ist das Berechnungsergebnis ungenügend. Die Verwendung von  $p_0(t)$  ist, wie die folgenden Berechnungsergebnisse bestätigen, eine notwendige Bedingung, die probabilistische Mikrorissevolution modellieren und simulieren zu können.



**Bild 31:** Berechnung ( $\Delta\varepsilon = 1,5\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N=N_A$

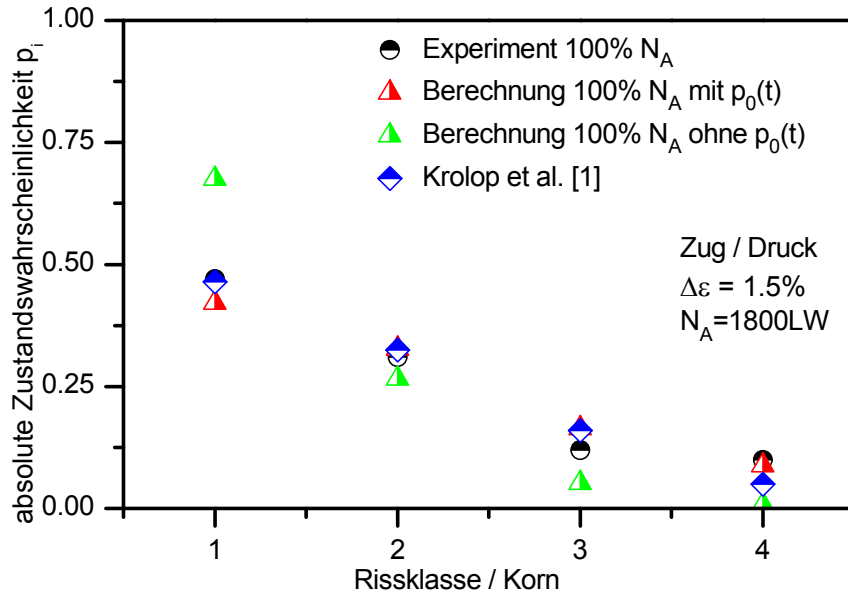
Einen Vergleich der probabilistischen Mikrorissevolutionen zwischen der Berechnung mit und ohne  $p_0(t)$  zeigt **Bild 32**. Die vorgestellten schlechteren Ergebnisse der Berechnung ohne

Berücksichtigung von  $p_0(t)$  begründen sich in der Überbewertung der absoluten Zustandswahrscheinlichkeit  $p_1(t)$ . Die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_1(t)$  beschreibt einen definitionsgemäßen von  $p_1(t_0)=1$  ausgehenden stetig fallenden Verlauf. Durch die Anpassungsrechnung ist sowohl die kritische Schubspannung des Übergangs als auch die charakteristische Zeit  $t^*$  definiert. Die Zunahme der Beanspruchungshöhe geht zwangsläufig mit einem Anstieg der des Übergangs in die 2. Rissklasse einher, welche aber den notwendigen Übergang und demnach das beschleunigte Mikrorisswachstum nicht vollständig abbilden kann. Durch die Berücksichtigung von  $p_0(t)$  kann die zeitliche Entwicklung der Zustandswahrscheinlichkeit  $p_1(t)$ , nunmehr eine Bilanzsumme zu- und abfließender Wahrscheinlichkeiten, durch das Modell abgebildet werden.



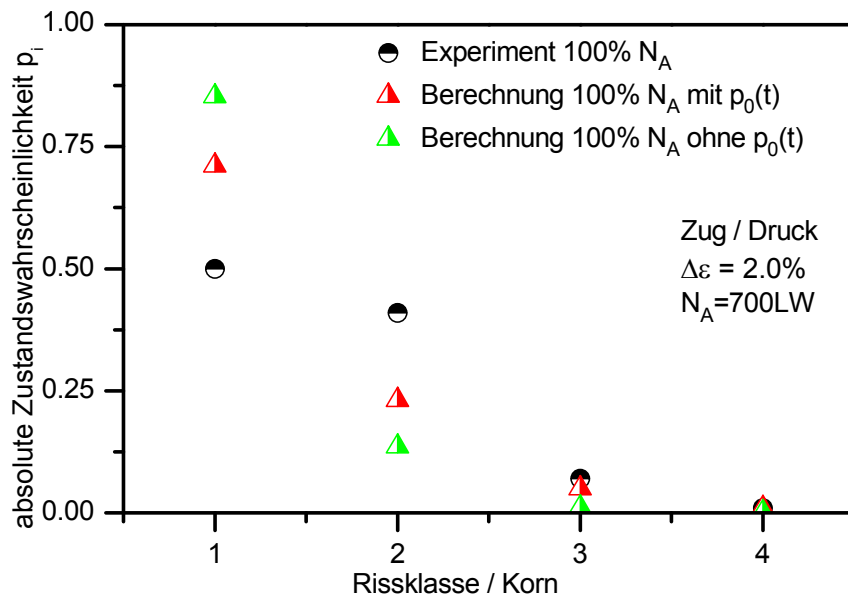
**Bild 32:** Vergleich der probabilistischen Mikrorissevolution bei  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$  der Berechnungsvarianten mit und ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$

**Bild 33** zeigt einen Vergleich der vorliegenden Berechnungsergebnisse mit den Ergebnissen von Krolop et al. in [1]. Die Ergebnisse unter Berücksichtigung von  $p_0(t)$  weisen eine vergleichbare Verteilung zu den Ergebnissen von Krolop et al. auf. Im Vergleich dazu zeigen die hier ermittelten Verteilungen bessere Ergebnisse. Insbesondere die Rissklassen höherer Ordnung weisen eine bessere Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Mikrorissverteilungen auf.



**Bild 33:** Vergleich der Berechnungsergebnisse mit Krolop et al. [1]

Die unterschiedlichen Ergebnisse mit und ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  begründen sich insbesondere auf die unterschiedlichen Formulierungen der Zielfunktion (absolut / relativ) des evolutionären Algorithmus. Hinweise auf die Verwendung relativer Verteilungsformen bei Anpassungs- und Vorausberechnungen finden sich in der Arbeit nicht.



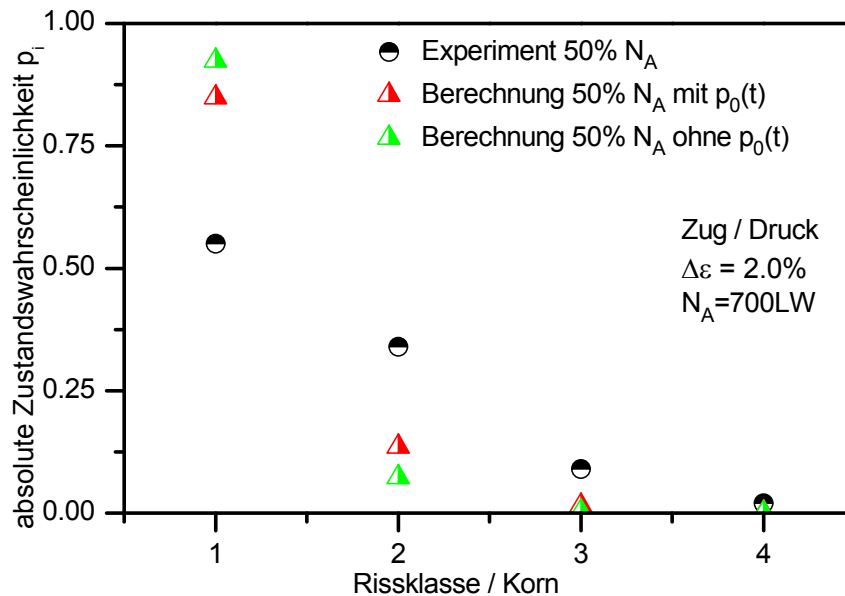
**Bild 34:** Berechnung  $\Delta\varepsilon = 2\%$  der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N=N_A$

Bei den Berechnungen der Mikrorissverteilung bei einer Dehnungsamplitude von  $\Delta\varepsilon = 2\%$  weisen die Ergebnisse für die höheren Rissklassen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Häufigkeitsverteilungen auf, siehe [Bild 34](#). Die Ergebnisse für  $N=0,5 N_A$ , siehe [Bild 35](#), sowie die der niedrigen Rissklassen bei  $N=N_A$  weisen starke Abweichungen auf, die nicht auf konzeptionelle Besonderheiten zurückzuführen sind. Korrespondierend zu den Ergebnissen bei niedrigen Dehnungsschwingbreiten liefern wiederum die Berechnungen mit Berücksichtigung von  $p_0(t)$  bessere Ergebnisse.

Die bisher gezeigten Ergebnisse bezogen sich ausschließlich auf Anpassungs- und Berechnungsergebnisse bei einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung. Insbesondere der postulier-

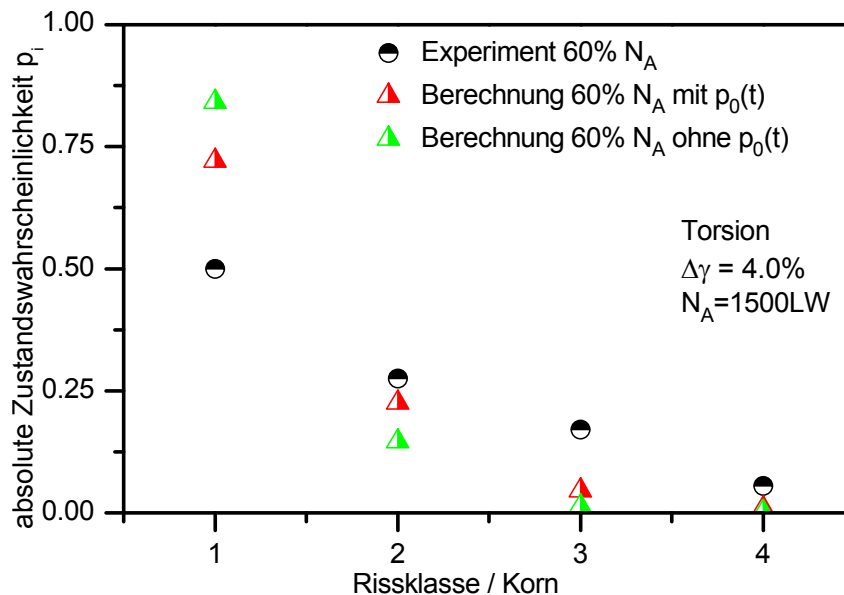


te, im Ansatz der Intensitäten implizit enthaltene Mehrachsigkeitseinfluss, kann durch die Berechnungsergebnisse bei einer Torsionsbeanspruchung mit einer Schwingbreite von  $\Delta\gamma = 4\%$  verifiziert werden.



**Bild 35:** Berechnung ( $\Delta\varepsilon = 2\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N = 0,5 N_A$

**Bild 36** zeigt die Ergebnisse der Vorausberechnung bei  $N = 0,6 N_A$ . Im Vergleich zu der experimentell ermittelten Mikrorissverteilungsdichte  $h_i(t)$  weisen die Berechnungsergebnisse größere Abweichungen auf. Die Mikrorissverteilung bei  $N = N_A$  zeigt dagegen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Rechnung und Experiment, siehe **Bild 37**.

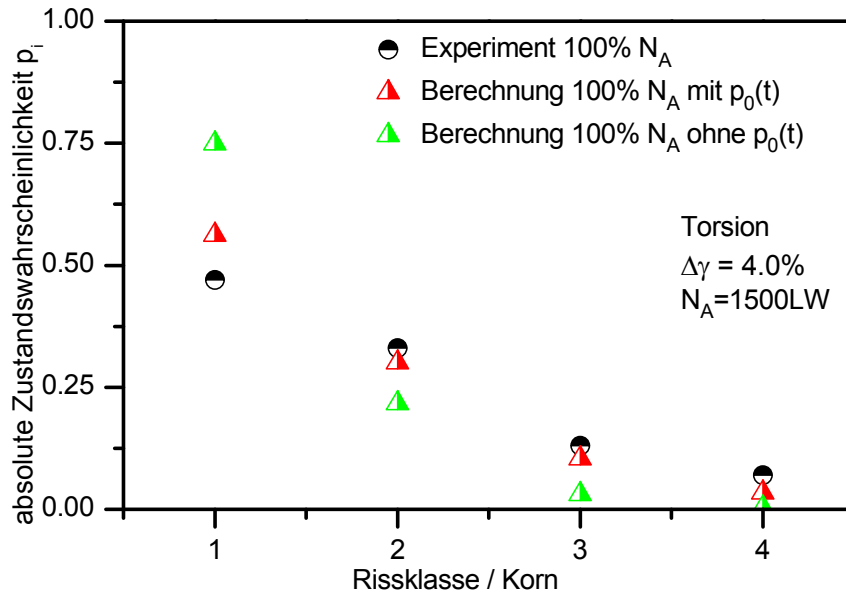


**Bild 36:** Berechnung ( $\Delta\gamma = 4\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N = 0,6 N_A$

Die Einordnung des guten Ergebnisses fällt leichter, wenn berücksichtigt wird, dass die Parameter des Modells ausschließlich auf die Ergebnisse bis  $N = 0,75 N_A$  bei einer Dehnungs-

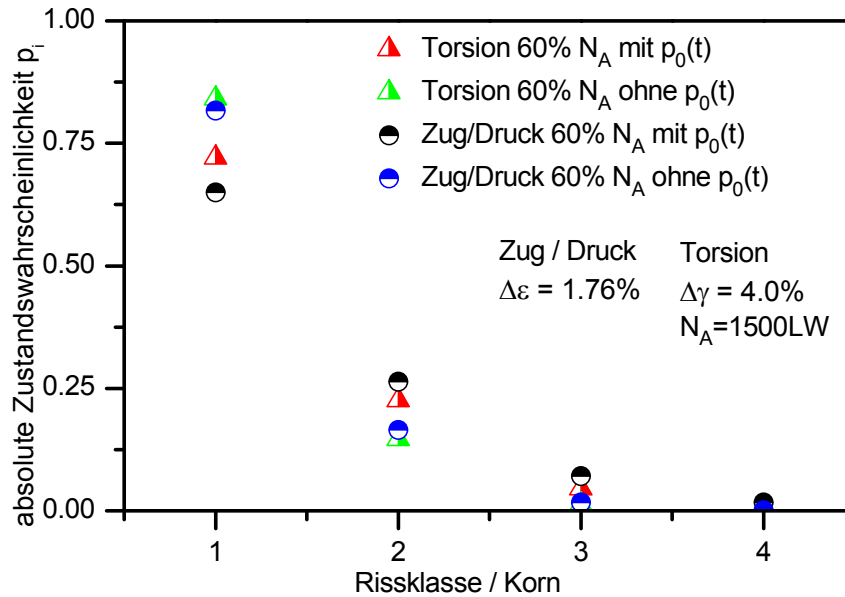
### 3 Schädigungsmodelle zur Beschreibung zyklischer Beanspruchung

amplitude von  $\Delta\varepsilon = 1\%$  angepasst wurden. Der den Intensitätsberechnungen zugrunde liegende Ansatz zur Berechnung des Wahrscheinlichkeitsmaßes  $P_{S^2 \times [0, 2\pi]}(\{\tau_s(t) > \tau_{s,i}^c\})$ , visualisiert in Form einer Einheitskugel, siehe Kapitel 3.2.5, deckt den Einfluss der Mehrachsigkeit außerordentlich gut ab.



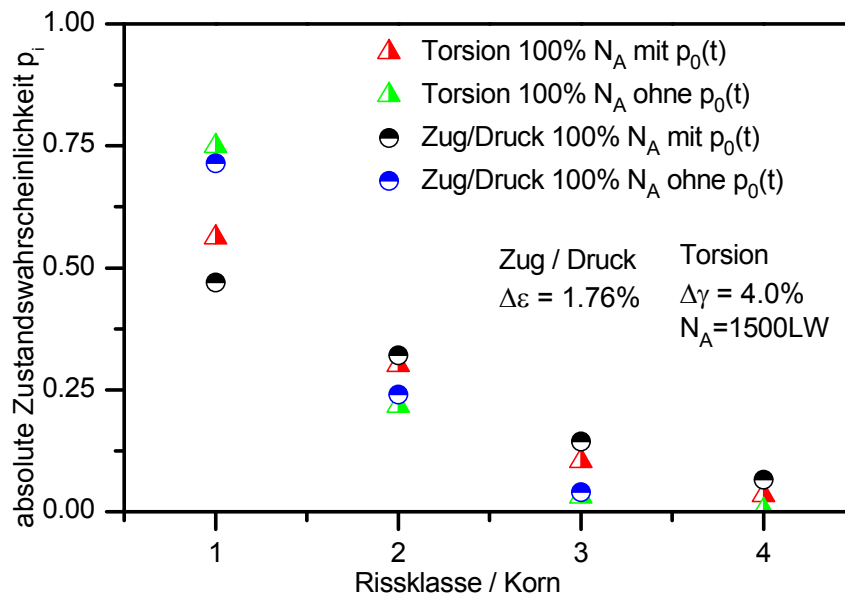
**Bild 37:** Berechnung ( $\Delta\gamma = 4\%$ ) der Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Zyklenzahl von  $N=N_A$

Der allgemeine experimentelle Befund, dass die Anrisslastspielzahlen bei zweiachsig (Torsion) im Vergleich zu einachsig (Zug/Druck) wechselnder Beanspruchung höhere Werte annehmen, kann durch das stochastische Mikrorisswachstumsmodell bestätigt werden. So stellt sich für eine Torsionswechselbeanspruchung von  $\Delta\gamma = 4\%$  eine Vergleichsspannung von  $\sigma_v = 375$  MPa ein. Eine äquivalente Vergleichsspannung, resultierend aus einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung stellt sich bei einer einachsigen Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 1,76\%$  ein. Zur Bestimmung dieser Schwingbreite wurden die Ergebnisse von  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$  und  $\Delta\varepsilon = 2\%$  linear interpoliert. Die ermittelten Lastspielzahlen betragen somit für eine äquivalente Beanspruchung  $N_{A, \text{Torsion}} = 1500$  LW (Experiment) und  $N_{A, \text{Zug/Druck}} = 1050$  LW (Interpolation).



**Bild 38:** Vergleich der absoluten Zustandswahrscheinlichkeitsverteilung äquivalenter Beanspruchungen bei  $N=0,6 N_{A,Torsion}$

Dieses Verhalten wird durch die höhere Wahrscheinlichkeitsdichte höherer Rissklassen bei aufgebrachtter Zug/Druck-Wechselbeanspruchung, siehe [Bild 38](#) und [Bild 39](#) sowohl für den Berechnungsansatz mit und ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter bestätigt.



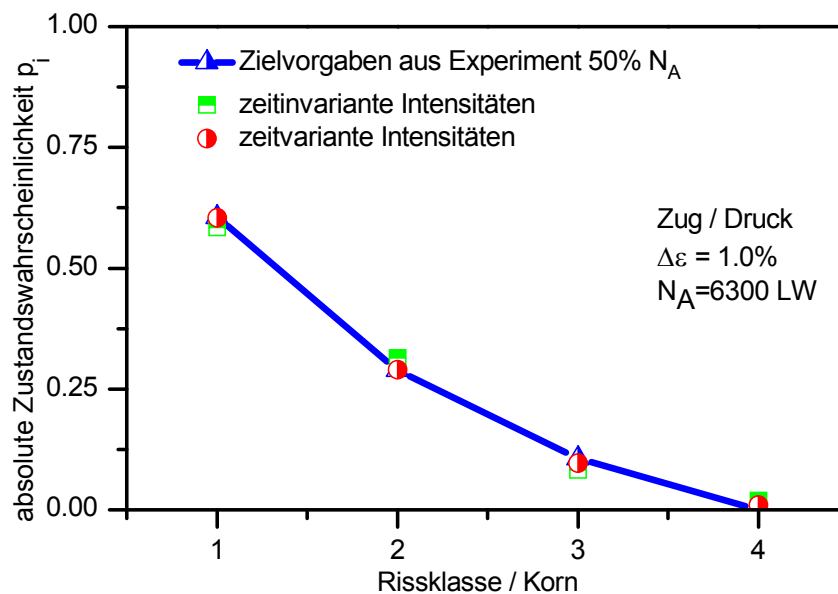
**Bild 39:** Vergleich der absoluten Zustandswahrscheinlichkeitsverteilung äquivalenter Beanspruchungen bei  $N=N_{A,Torsion}$

### 3.2.11 Verwendung zeitvarianter Intensitäten

Bei den vorgestellten Ergebnissen wurden zeit- bzw. lastwechselunabhängige Intensitäten  $\lambda_i$  zur Beschreibung der Übergangswahrscheinlichkeit verwendet. Dadurch sind alle Glattheitsvoraussetzungen der Wahrscheinlichkeitsverläufe erfüllt, siehe beispielsweise [Bild 12](#). Diese spezielle Markov-Kette wird auch als homogen bezeichnet. Die Anpassungsrechnung zur

Ermittlung der Parameter bei unterschiedlichen Anpassungszeiten ( $0,25 N_A$ ,  $0,5 N_A$ ,  $0,75 N_A$ ) stellt bei der Verwendung zeitinvarianter Intensitäten und Übergangswahrscheinlichkeiten immer einen Kompromiss dar. Durch die Verwendung der Fehlerquadratsumme als Zielfunktion des evolutionären Algorithmus wird ein auf alle Zeitpunkte bezogenes Optimum ermittelt. Dementsprechend weisen die Anpassungsergebnisse bei den verwendeten Anpassungszeitpunkten durchaus Abweichungen von der experimentellen Häufigkeitsverteilung auf. Diese Abweichungen sind konzeptioneller Art und nicht auf den Anpassungsalgorithmus zurückzuführen. Sie können auch durch lokale Suchverfahren (implementierter Downhill-Simplex-Ansatz nach Nelder & Mead) nicht weiter reduziert werden.

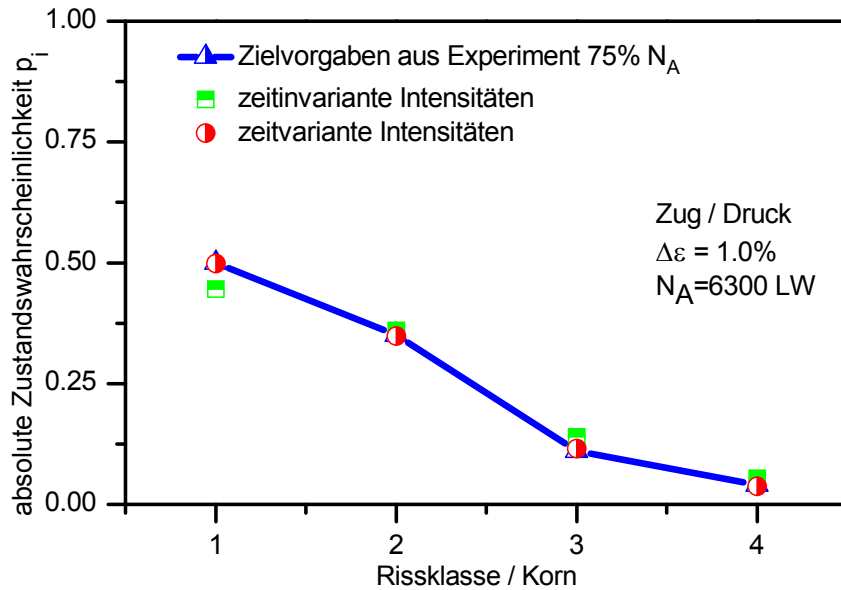
Die Grundkonzeption der Markov-Prozesse ermöglicht die Verwendung zeitvarianter Übergangswahrscheinlichkeiten. Die Berechnung der absoluten Wahrscheinlichkeitsverteilung  $p_i(t)$  kann im zeitvarianten Fall nicht mehr durch die hergeleiteten analytischen Zusammenhänge nach Gl. (31) vorgenommen werden.



**Bild 40:** Vergleich der Anpassungsergebnisse mit zeitvarianten und –invarianten Intensitäten bei  $N=0,5 N_A$

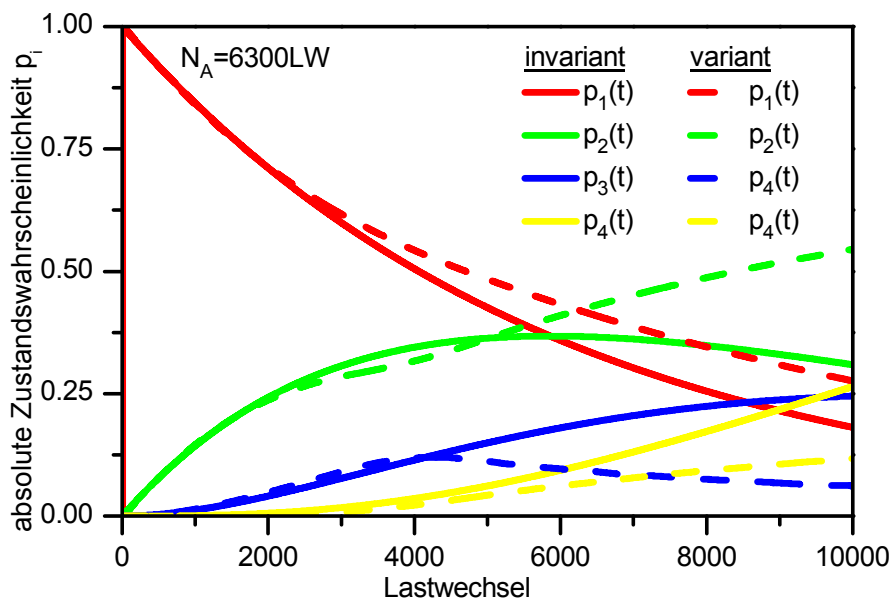
Das in Kapitel 3.2.4 vorgestellte numerische Lösungsverfahren kann dagegen zur Berechnung verwendet werden. Zu beachten ist, dass aufgrund der numerischen Integration (3-Punkt-Gaussintegration) und des rekursiven Charakters des Lösungsalgorithmus das numerische Verfahren im Vergleich zum analytischen Ansatz sehr rechenzeitintensiv ist. Neben zeitvarianter Intensitäten kann durch das numerische Verfahren auch der Sonderfall  $\lambda_i = \lambda_j$  sowie a priori zeitinvariante Poisson-Prozesse abgedeckt werden.

**Bild 40** und **Bild 41** zeigen einen Vergleich der Anpassungsergebnisse von zeitvarianter und –invarianter Anpassungsrechnung mit den experimentellen Häufigkeitsverteilungen für die Zeitpunkte  $N=0,5 N_A$  und  $N=0,75 N_A$ . Wie aufgrund der Mehrzahl an Anpassungsparametern zu erwarten ist, lassen sich mit dem zeitvarianten Ansatz bessere Anpassungsergebnisse für alle Stützstellen erzielen. Im konkreten Fall werden alle vorliegenden experimentellen Auswertungen der Häufigkeitsverteilung ( $0,125 N_A$ ;  $0,5 N_A$ ;  $0,75 N_A$ ) für die Anpassung der zeitvarianten kritischen Schubspannungen  $\tau_{C,i}(t)$  zur Beschreibung der Übergänge verwendet. Um keine Sprünge im Verlauf der zeitlichen Mikrorisslängenverteilung zu erhalten, werden die für die einzelnen Stützstellen explizit ausgegebenen kritischen Schubspannungen zur Ermittlung der kontinuierlichen zeitvarianten kritischen Schubspannung mittels linearer Interpolation ermittelt.



**Bild 41:** Vergleich der Anpassungsergebnisse mit zeitvarianten und –invarianten Intensitäten bei  $N=75\% N_A$

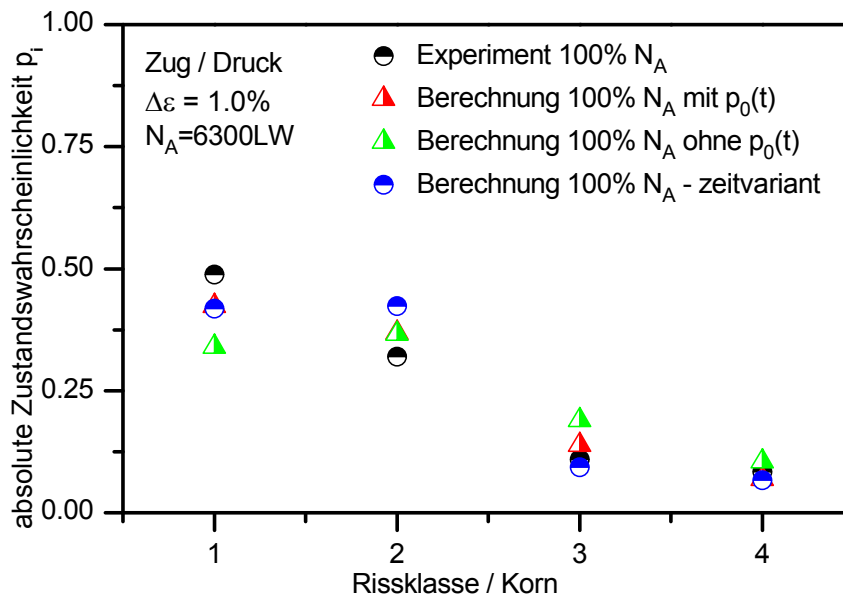
Den Verlauf der Mikrorisslängenverteilung der zeitvarianten Anpassungsrechnung zeigt **Bild 42**. Deutlich zu erkennen ist, dass Glattheitsvoraussetzungen der Kurven im zeitvarianten Fall nicht mehr gültig sind. Die Verläufe weisen trotz linearer Interpolation zwischen den Stützstellen starke Verlaufsänderungen, insbesondere des Gradienten der Kurven auf. Gerade ein Vergleich mit den zeitinvarianten Verläufen weist insbesondere bei den für den Anriss relevanten Rissklassen deutliche Unterschiede hin zu geringeren Auftretenswahrscheinlichkeiten auf. Große Unterschiede zeigen sich deutlich ab Erreichen eines Lebensdaueranteils von  $N=0,75 N_A$ . Durch diese (zeitliche) Stützstelle wird das Verhalten des Modells für Berechnungen mit  $N>0,75N_A$  vollständig definiert und ist demnach auch der maßgebende Parameter zur Beurteilung der Ergebnisqualität des zeitvarianten, stochastischen Mikrorisswachstumsmodells.



**Bild 42:** Vergleich der probabilistischen Mikrorissevolution bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  zeitinvarianten und –varianten Übergangswahrscheinlichkeiten

Verläufe und Entwicklungen vor Erreichen der Stützstelle  $N=0,5 N_A$  beeinflussen das Anpassungsergebnis bei  $N=0,75 N_A$  nur insofern, als dass der Ist-Zustand der Wahrscheinlichkeitsverteilung andere Werte annehmen kann. So ist ausschließlich der Anpassungszeitraum von  $N=0,5-0,75 N_A$  für die Vorausberechnung bei  $N=N_A$  relevant. Dies kann für  $N=N_A$  zu Abweichungen zwischen berechneten und experimentell ermittelten Ergebnissen führen, siehe [Bild 43](#).

Die grundlegende Theorie zur stochastischen Modellierung mit Markov-Ketten sieht die Verwendung zeitabhängiger Intensitäten durchaus vor. Die Anpassungsergebnisse weisen eine deutlich bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Häufigkeitsverteilungen auf. Die Übertragung auf unterschiedliche Belastungen sowie die Vorausberechnung führt dagegen zu Problemen in der Verwendung der ermittelten Anpassungsparameter. So stellt sich die Frage, ob bei erhöhter Dehnungsamplitude und damit einhergehenden reduzierten Anrisslastspielzahlen, die zeitlichen Stützstellen der Anpassungsrechnung über der prozentuale Lebensdauer skaliert bzw. ob der wirkende mikrostrukturelle Ermüdungsschädigungsmechanismus überhaupt auf diese Art und Weise allgemein skaliert werden kann. Den vorliegenden Untersuchungsergebnissen entsprechend besitzt die skizzierte Linearität zwischen den Quotienten der Anrisslastspielzahlen und dem Skalierungsfaktor keine Gültigkeit.



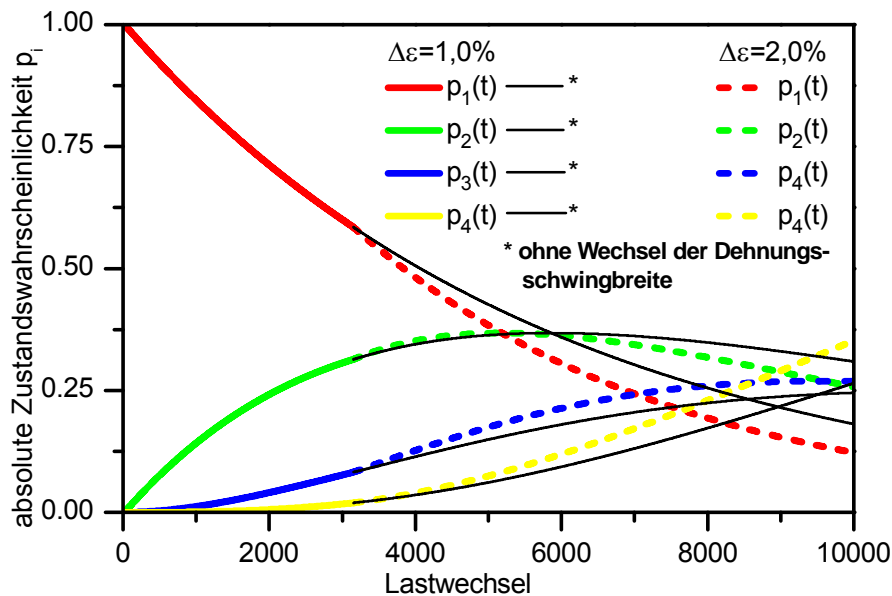
**Bild 43:** Vergleich der Berechnungsergebnisse bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  mit zeitvarianten und – invarianten Intensitäten bei  $N=N_A$

#### 3.2.12 Betriebsfestigkeit

Die bisherigen Ausführungen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells beschränken sich auf Betrachtungen der Schwingfestigkeit bei zeitlich konstanter Beanspruchungsschwingbreite. Die Mikrorissauftritts- und -längenverteilungen von zeitlich veränderlichen Beanspruchungsamplituden im Rahmen der Betriebsfestigkeit können ebenfalls durch das Modell beschrieben werden. Aus einer Beanspruchungs-Zeit-Funktion können nach unterschiedlichen statistischen Zähl- bzw. Klassierverfahren Beanspruchungskollektive (Beanspruchungsamplituden und Häufigkeitsverteilung) errechnet werden. Der Begriff des Lastkollektivs wird aus historischen Gründen äquivalent verwendet, obwohl die dem Kollektiv zugrunde gelegten Amplituden zumeist aus zeitlichen Beanspruchungs- und nicht aus Lastverläufen ermittelt werden. Unabhängig von dem verwendeten Verfahren zur Ermittlung des Lastkollektivs (ein- bzw. zweiparametriges Zählverfahren) bleibt die Amplitudenfolge und der

Frequenzeinfluss auf die Ermüdungsfestigkeit unberücksichtigt. Ein Reihenfolgeeffekt liegt dann vor, wenn die im aktuellen Zyklus auftretende Schädigung von dem erreichten Schädigungszustand abhängig ist.

Durch die Wahl einer von  $p_0(0)=1$  abweichenden Startverteilung, welche beispielsweise dem Ergebnis der vorangegangenen Beanspruchungsamplitude entsprechen kann, können mit dem numerischen Berechnungsansatz beliebige Lastkollektive berechnet und somit auch Betriebsfestigkeitsrechnungen durchgeführt werden. Die analytische Vorgehensweise kann prinzipiell ebenfalls zur Berechnung von Lastkollektiven verwendet werden – hierzu ist aber jeweils eine analytische Lösung des Anfangswertproblems des linearen Differentialgleichungssystems nach Gl. (30) zu berechnen. Mittels des numerischen Berechnungsansatzes ist zwar die Rechenzeit erhöht, der Lösungsansatz aber ohne Einschränkungen ( $\lambda_i \neq \lambda_j$ ) gültig, vgl. Gl. (31). Zu beachten ist dabei, dass der Parameter  $t_0$  – die Zeit bis zur erstmaligen Initiierung eines Mikrorisses - aufgrund schon vorhandener Mikrorissverteilung des vorangegangenen Lastkollektivs zu Null gesetzt werden muss.



**Bild 44:** Probabilistische Mikrorissevolution bei einem Wechsel der Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 1\%$  auf  $\Delta\varepsilon = 2\%$  nach  $N=0,5 N_A(\Delta\varepsilon = 1\%)$

**Bild 44** zeigt die Entwicklung der Mikrorisslängenverteilung für die Berechnung eines allgemeinen Lastkollektivs bis zu einer Schwingspielzahl von 10 000 Lastwechseln. Nach einer Zyklenzahl von  $N=0,5 N_A(\Delta\varepsilon = 1\%)$  wird die Beanspruchung von  $\Delta\varepsilon = 1\%$  auf  $\Delta\varepsilon = 2\%$  erhöht. Zur Berechnung werden die absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t)=p_i(0,5 N_A(\Delta\varepsilon = 1\%))$  als Startverteilung der Mikrorissevolution bei einer Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 2\%$  definiert und die Berechnung fortgesetzt. Deutlich zu erkennen ist die im Vergleich zu einer Beanspruchung von  $\Delta\varepsilon = 1\%$  (durchgezogene Linien) erhöhte Auftretenswahrscheinlichkeit hoher Rissklassen und somit die zu erwartende geringere Lebensdauer bei einem Wechsel zu einer höheren Beanspruchung.

Einen eventuell auftretenden Einfluss der Reihenfolge der Beanspruchungsamplituden des Lastkollektivs auf die Lebensdauer bzw. die Mikrorisslängenverteilung kann das stochastische Mikrorisswachstumsmodell nicht abbilden. Im Allgemeinen wirkt sich der Übergang von hohen zu niedrigen Beanspruchungsamplituden positiv auf die Lebensdauer aus. Gründe hierfür liegen in der Ausbildung festigkeitssteigernder Eigenspannungs- (bei elastisch-

plastischer Beanspruchung), Rissschließ- und Verfestigungszustände, welche den Schädigungsfortschritt bei kleineren Beanspruchungsamplituden zunächst reduzieren [83].

Der Einfluss von Eigenspannungen auf die Ermüdungsfestigkeit wird häufig mit dem Einfluss von Mittelspannungen gleichgesetzt. Druckeigenspannungen wird ein positiver - Zugeigenspannungen ein negativer Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit zugesprochen [84]. Ein weiterer Erklärungsansatz kann in der Trainierwirkung bei Beanspruchungen im Bereich der Dauerfestigkeit gefunden werden [85]. Diese Einflüsse werden durch das Modell nicht abgedeckt. Als Eingabeparameter bei dehnungskontrollierten Versuchen dient ausschließlich die resultierende Ober- und Unterspannung im eingeschwungenen Zustand ( $N_A/2$ ). Die Markov-Eigenschaft besagt, dass der zukünftige (Schädigungs-)Zustand  $X_{t+1}$  nur vom aktuellen Zustand  $X_t$  abhängig ist. Eine Einschränkung aufgrund der Modellkonzeption in Form einer Markov-Kette ist demnach nicht der Fall. Es kann zwar keine Abhängigkeit von der Historie der Schädigungsentwicklung in Form von Mikrorissverteilungen berücksichtigt werden - einen Einfluss der aktuellen Schädigung (vgl. Definition Reihenfolgeeinfluss) als Ergebnis der zeitlichen Entwicklung auf zukünftige Zustände aber durchaus.

Zur Abschätzung der Lebensdauer eines Bauteils bei mehrstufiger Beanspruchung werden Schadensakkumulationshypothesen eingesetzt. Die bekannteste ist die Palmgren-Miner-Regel, die unter Verwendung einer Wöhlerlinie einem Schwingspiel  $\sigma_{a,i}$  den Schädigungsanteil  $1/N_i$  zuordnet.  $N_i$  beschreibt dabei die zu  $\sigma_{a,i}$  zugehörige Schwingspielzahl bei Bruch. Die Gesamtschädigung  $D$  einer mehrstufigen Belastung folgt aus der linearen Schadensakkumulation:

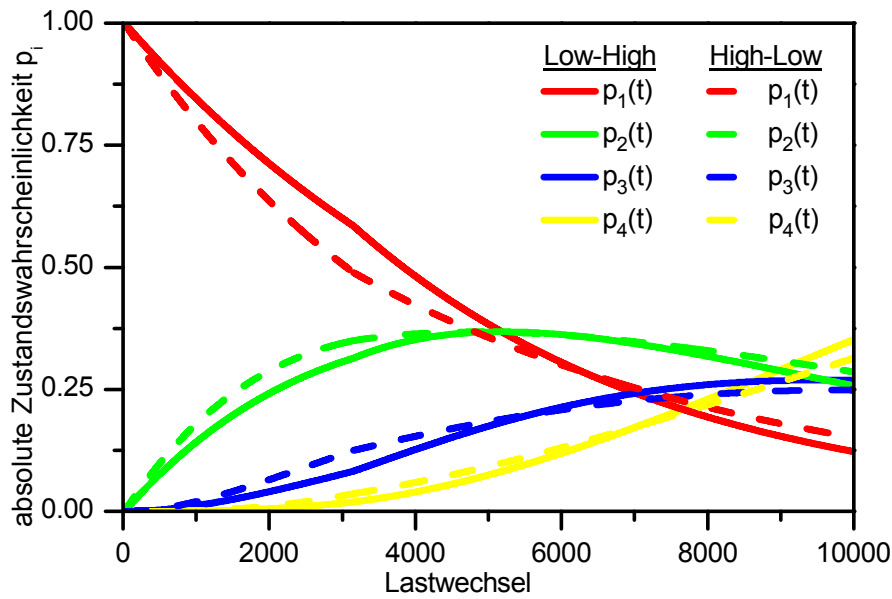
$$D = \sum_{i=1}^m \frac{n_i}{N_i} \quad (41)$$

Nach der linearen Schadensakkumulationshypothese nach Palmgren-Miner tritt dann Versagen ein, wenn die Gesamtschädigung  $D$  den Wert 1 erreicht. Zu beachten ist, dass Reihenfolgeeinflüsse und Interaktionen aufgrund der Summenbildung nicht berücksichtigt werden können. Nichtlineare Schadensakkumulationshypothesen können durch eine geeignete ausformulierte nichtlineare Akkumulation diesen Einfluss abbilden. Nichtlineare Hypothesen berücksichtigen neben dem Quotient aus Schwing- und Bruchschwingspielzahl die Beanspruchungshöhe, um die Gesamtschädigung zu bewerten.

Im Rahmen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, in welchem die aktuelle Schädigung als Vektor  $p_i(t)$ ,  $i>0$  der absoluten Zustandswahrscheinlichkeit aufgefasst werden kann, ist eine Schädigungsakkumulation in Form einer Hypothese nicht notwendig. Der Beanspruchungswechsel führt zu einer Änderung der Übergangswahrscheinlichkeiten und dadurch zu einem veränderten zeitlichen Verlauf der Mikrorissevolution.

Bild 45 zeigt die Mikrorissevolution für Lastkollektive mit High-Low- und Low-High-Beanspruchung. Festzustellen ist, dass trotz des stark nichtlinearen Verlaufs der absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten  $p_i(t)$  der einzelnen Rissklassen beide Kollektive bei  $N_A=6300$  LW unter der Annahme gleicher Nukleationszeitpunkte  $t_0$  identische absolute Zustandswahrscheinlichkeiten aufweisen. Dieses Verhalten kann durch weitere Rechnungen verifiziert werden.





Low-High:  $0,5 N_A(\Delta\varepsilon=1,0\%)$  mit  $\Delta\varepsilon=1,0\%$  +  $0,5 N_A(\Delta\varepsilon=1,0\%)$  mit  $\Delta\varepsilon=2,0\%$   
 High-Low:  $0,5 N_A(\Delta\varepsilon=1,0\%)$  mit  $\Delta\varepsilon=2,0\%$  +  $0,5 N_A(\Delta\varepsilon=1,0\%)$  mit  $\Delta\varepsilon=1,0\%$

**Bild 45:** Bestätigung der Palmgren-Miner-Regel durch das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell

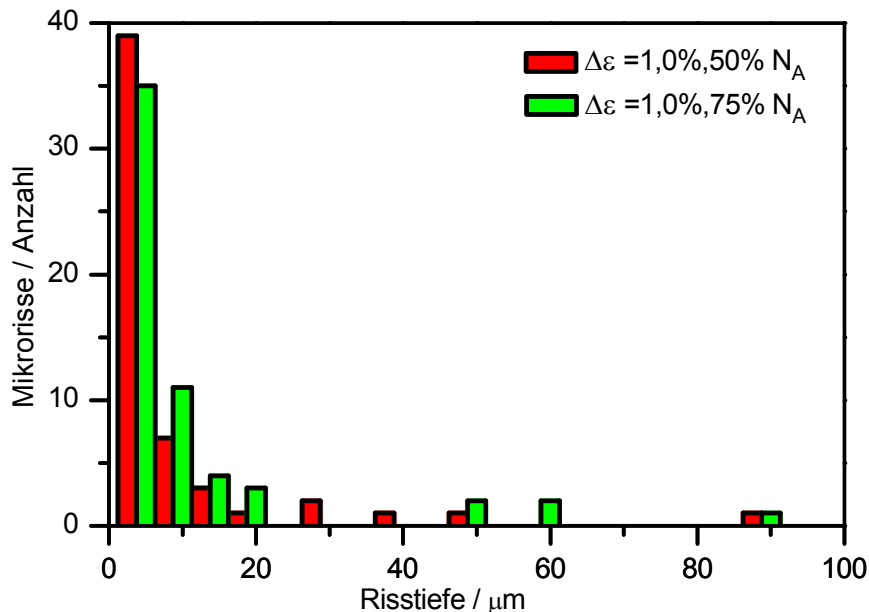
Demzufolge stellt das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell bei Verwendung zur Bewertung von Lastkollektiven eine lineare Schadensakkumulation ohne Berücksichtigung von Interaktions- und Reihenfolgeeffekten dar. Vergleichbare mikrostrukturell motivierte Modellvorstellungen unter Verwendung linear-elastischer Beanspruchungsgrößen können Reihenfolgeeffekte ebenfalls nicht implizit erfassen. Es existieren in der Literatur bruchmechanisch motivierte Berechnungsmodelle zum Erfassen von Reihenfolgeeffekten, insbesondere durch die reihenfolgeabhängige Modifikation der wirkenden Schwingbreite der Spannungsintensität, z.B. durch die Einführung von Lastfolgefaktoren [83]. Prinzipiell ermöglicht die Konzeption des vorgestellten Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells auf der Basis von Übergangswahrscheinlichkeiten die Integration der metallphysikalischen Ursachen dieser Effekte.

**3.2.13 Ergebnisbewertung und Einordnung der Vorhersagegenauigkeit bei X6CrNiNb18-10**

Nach Berechnung der absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten für verschiedene Beanspruchungszustände und –höhen stellt sich die Frage, inwiefern die vorliegenden mikrostrukturellen Ergebnisse zur Abschätzung der Lebensdauer herangezogen werden können. Das Modell beschreibt die Mikrorissevolution bei zyklischer Beanspruchung an der Oberfläche – einen direkten Bezug zum technischen Anriss bzw. Versagen kann das Modell nicht herstellen.

Für das Versagen der Probe ist ausschließlich die Risttiefe und demnach der Übergang von Oberflächen- zu Tiefenrisswachstum entscheidend – die Oberflächenausdehnung ist nur bedingt als Kriterium für die Schädigung bzw. Lebensdauer heranzuziehen. Problematisch bei der Bewertung von Oberflächenrissen ist es, dass keine physikalische Erklärung für den Übergang des Mikrorisswachstums von Oberflächen- zu Tiefenrisswachstum gegeben werden kann. Es kann gezeigt werden, dass ausgeprägte Risskoaleszenz an der Oberfläche zu keiner signifikanten Lebensdauerreduktion führt. Durch das Auftreten von Risskoaleszenz nimmt die Oberflächenrisslänge eines einzelnen Risses sprunghaft zu. Trotz auftretender Risskoaleszenz und somit längerer Risse kann aber keine Steigerung der Risswachstumsgeschwindigkeit an der Oberfläche festgestellt werden. Die zusammengewachsenen Risse

weisen dagegen eine Abnahme ihrer Wachstumsgeschwindigkeit auf. Dies untermauert die These, dass Oberflächenrissskoaleszenz und somit die Ausdehnung der Risse an der Oberfläche keinen signifikanten Einfluss auf das Tiefenrisswachstum aufweist und demnach nur bedingt zur Lebensdauerabschätzung herangezogen werden kann [86].



**Bild 46:** Risstiefenzuordnung der Mikrorisse bei  $N=0,5 N_A$  und  $N=0,75 N_A$ ,  $\Delta\varepsilon = 1\%$  [1]

Die Modellierung der Kurzrissspopulation an der Oberfläche ist durch mikrostrukturelle Barrieren bedingt, als stochastischer Prozess aufzufassen. Dagegen ist das nachfolgende Tiefenrisswachstum nicht in diesem Maße stochastisch motiviert. Auch eine mögliche Erweiterung des Modells auf einen zweidimensionalen Markov-Prozess, der neben der Rissevolution an der Oberfläche auch das für das Versagen relevante Tiefenrisswachstum berücksichtigt, kann diese Fragestellung nicht eindeutig beantworten. Eine Tiefenzuordnung der Mikrorisse bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  und  $N=0,5 - 0,75 N_A$  zeigt **Bild 46**.

Bei der vorliegenden mittleren Korngröße des X6CrNiNb18-10 von  $d=40 \mu\text{m}$  zeigt sich im Vergleich zur experimentell ermittelten und errechneten Längenverteilung an der Oberfläche, dass die Mikrorisstiefe dieser Risse deutlich geringer ist. Selbst Risse mit einer Oberflächenabmessung von mehreren Körnern weisen bei  $N=0,75 N_A$  keine den Oberflächenabmessungen entsprechende Tiefe auf. Es ist bei LCF-Untersuchungen bekannt, dass erste Ermüdungsmikrorisse an der Oberfläche zwischen 5-25% der Anrisslastspielzahl auftreten. Das zum Versagen führende entscheidende Tiefenrisswachstum setzt erst in den letzten 5-10% der Lebensdauer ein. [42][87]. Diese Charakteristik kann durch die experimentellen Untersuchungen an X6CrNiNb18-10 von Krolop et al. bestätigt werden [1]. Die Untersuchungsergebnisse motivieren die erste Annahme, dass LCF-Schädigung in erster Linie durch das über die Lebensdauer dominierende Oberflächenrisswachstum kontrolliert werden kann.

Das stochastische Mikrorisswachstumsmodell beinhaltet nicht implizit das Konzept einer kontinuumsmechanischen isotropen Schädigungsvariablen  $D$  als Verhältnis des Defektflächenanteils zur Gesamtfläche. Es beschreibt vielmehr die Entwicklung der Wahrscheinlichkeitsverteilung der Mikrorisse durch die mathematische Formulierung der maßgeblichen mikrostrukturellen Mechanismen an der Oberfläche einer Probe. Allein die Größenverteilung der Mikrorisse an der Oberfläche ist für das Modell maßgebend – die bei Verwendung einer Schädigungsvariable zur Bestimmung des Defektflächenanteils notwendige Häufigkeit des Auftretens von Mikrorissen sowie die Risstiefe werden nicht berücksichtigt. Aufgrund dieser

Einschränkungen kann der Begriff der Schädigung nicht äquivalent zum üblichen kontinuumsmechanischen Schädigungsbegriff verwendet werden.

Durch die Verwendung des Vektors  $p(t)$  als Schädigungsmaß kann der direkte Zusammenhang zwischen skalarer Schädigung und Versagen (Anriss/Bruch) nicht in üblicher Art und Weise vorgenommen werden. Eine Möglichkeit, eine Verknüpfung zwischen der Wahrscheinlichkeitsverteilung der Mikrorisslänge an der Oberfläche und der Wahrscheinlichkeit des technischen Anrisses herzustellen, ist die Einführung einer als kritisch definierten Größe bzw. Verteilung. Zu beachten ist, dass aus den errechneten Wahrscheinlichkeitsverteilungen keine deterministischen Größen abgeleitet werden können – die daraus abgeschätzten Anrisslastspielzahlen sind demnach ebenfalls als Verteilung aufzufassen.

Unter der Annahme, dass Oberflächenrisse einer großen Länge eine höhere Wahrscheinlichkeit aufweisen, in die Tiefe zu wachsen und somit versagensrelevant werden, werden die absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten der jeweils höchsten Rissklasse  $p_{i,max}(t)$  zur Bestimmung des technischen Anrisses verwendet. Für das Anpassungsexperiment mit  $\Delta\varepsilon = 1\%$  und einer Anrisslastspielzahl von  $N_A=6300$  LW ermittelt man die rechnerische Referenzzustandswahrscheinlichkeit zu  $p_4(N_A)=6,87\%$ . Betrachtet als kritische Zustandswahrscheinlichkeit lassen sich somit die Versagenslastspielzahlen bei veränderten Beanspruchungshöhen und –zuständen durch die Ermittlung der Schwingspielzahl  $N$  ermitteln, bei welcher die Zustandswahrscheinlichkeit  $p_4(N)$  den als kritisch definierten Wert von 6,87% überschreitet.

Zur Einordnung der Ergebnisse werden die errechneten Lastspielzahlen mit den Regelwerkskurven für austenitischen Stahl aus ASME [88] und NUREG/CR-6909 [89] verglichen. Zusätzlich werden die errechneten Ergebnisse den experimentellen Untersuchungsergebnisse identischer Charge von Krolop et al. (hier verwendete Experimente) und Reicherter et al. [90] gegenübergestellt, siehe Bild 47. Man erkennt, dass das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell die Lebensdauer bei unterschiedlichen Beanspruchungshöhen und –zuständen beschreiben kann. Die ermittelten Lebensdauern befinden sich ausnahmslos im Bereich der Mean Data Curve der hier herangezogenen Regelwerkskurven.

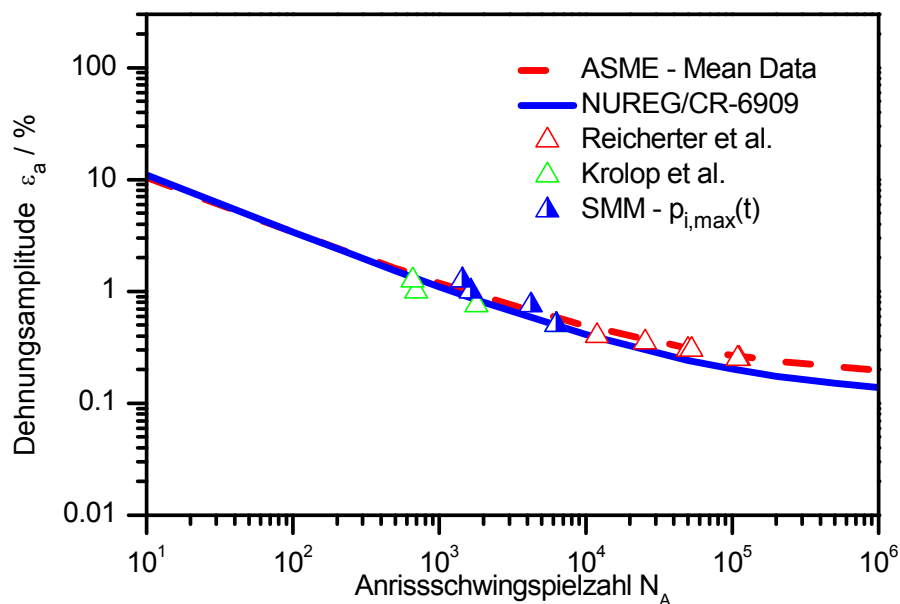
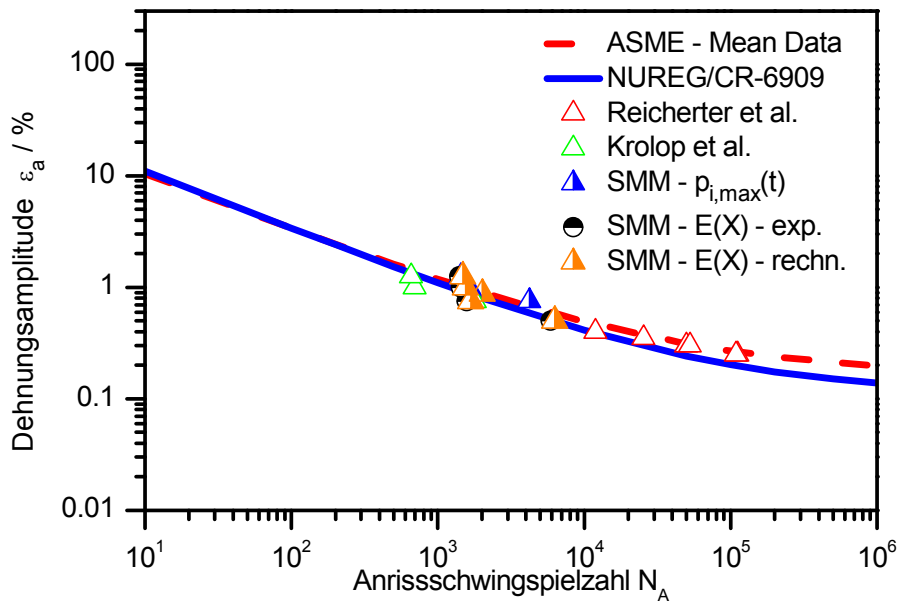


Bild 47: Einordnung der Lebensdauerabschätzung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells auf der Basis einer definierten kritische Zustandswahrscheinlichkeit  $p_{i,max}(t)$

Trotz einer guten Übereinstimmung des Modells mit dem gewählten Versagenskriterium ergeben die errechneten Werte eine tendenziell zu hohe Lebensdauer. Dies ist nicht verwunderlich: So weist die experimentell ermittelte Zustandswahrscheinlichkeit der Mikrorisse bei Anriss ebenfalls bei unterschiedlichen Beanspruchungen verschiedene Werte auf. Bei einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung mit einer Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 2\%$  beträgt sowohl die experimentelle als auch die berechnete Zustandswahrscheinlichkeit des Auftretens der höchsten Rissklasse bei Anriss  $p_4(N_A=700 \text{ LW})$  nur 1,00% (experimentell) bzw. 0,92% (berechnet). Eine deutliche Abweichung zu der als kritisch bestimmten Zustandswahrscheinlichkeit bei einer Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon = 1\%$  ist festzustellen.



**Bild 48:** Einordnung der Lebensdauerabschätzung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells (SMM) auf der Basis des Erwartungswerts  $E(X)$  mit vorliegender diskreter Verteilung

Als Alternative zur Verwendung einer kritischen Zustandswahrscheinlichkeit der höchsten Rissklasse  $p_{i, \max}(t)$  kann auch der Erwartungswert  $E(X)$  der Verteilung verwendet werden, vgl. Kapitel 3.2.1. Durch die Verwendung des Erwartungswerts als Kriterium ist die Möglichkeit eines möglichen Tiefenrisswachstums und somit einer Schädigungsrelevanz nicht auf die höchste Oberflächenrissklasse beschränkt.

Eine (lineare) Gewichtung des Einflusses der Risslänge auf die Schädigungsrelevanz ist implizit in der Definition des Erwartungswerts  $E(X)$  einer diskreten Verteilung enthalten, siehe Kapitel 3.2.1. Der Erwartungswert  $E(X)$  entspricht in diesem konkreten Zusammenhang der mittleren Risslänge der Verteilung. **Bild 48** zeigt die Einordnung der Ergebnisse des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells unter Verwendung des Erwartungswerts  $E(X)$ .

	Erwartungswert E(x) – experimentell	Erwartungswert E(x) – rechn. (SMM)	Lastspielzahl E(x) – exp., $\Delta\varepsilon = 1\%$	Lastspielzahl E(x) – rechn., $\Delta\varepsilon = 1\%$ (SMM)
$\Delta\varepsilon = 1\%$ (Ref.)	1.78977	1.85265	5897	6300
$\Delta\varepsilon = 1,5\%$	1.85	1.91736	1575	1686
$\Delta\varepsilon = 2\%$	1.57	1.3574	1442	1545
$\Delta\varepsilon = 2,5\%$	1.615	1.34477	1399	1490
$\Delta\gamma = 4,0\%$	1.8	1.60894	1883	2014

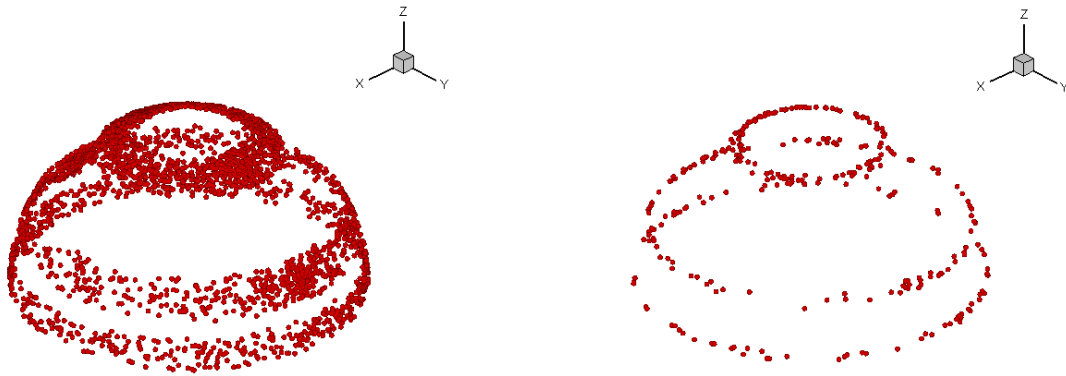
**Tabelle 4:** Darstellung der zu erwartenden Lastspielzahlen bei Verwendung des rechnerischen und experimentellen Erwartungswerts E(X) des Anpassungsexperiments für unterschiedliche Beanspruchungen.

Es können zwei Fälle unterschieden werden: Die Verwendung des rechnerisch ermittelten Erwartungswerts E(X)-rechn. des Anpassungsexperiments mit  $\Delta\varepsilon = 1\%$  sowie die Verwendung der in Realität beim Anpassungsexperiment aufgetreten absoluten Wahrscheinlichkeitsverteilung mit zugehörigem experimentellen Erwartungswert E(X)-exp. Die Anpassungsrechnung weist wie gezeigt eine gute Übereinstimmung mit dem Experiment auf. Trotz der hohen Anpassungsgüte sind kleine Unterschiede in den Anrisslastspielzahlen bei der Verwendung der jeweiligen Erwartungswerte festzustellen, siehe Tabelle 4. Die mittlere nicht-konservative Abweichung zwischen rechnerischen und experimentellen Erwartungswert beträgt 8,1%.

Auch bei der Verwendung von Erwartungswerten als Schadenskriterium wird die Lebensdauer der hoch beanspruchten Proben zum Teil deutlich überschätzt. Auffallend ist, dass in Relation zur ansteigenden Dehnungsschwingbreite und den experimentell ermittelten Werten die berechneten Anrisslastspielzahlen der Proben ( $\Delta\varepsilon = 2\%$  und  $\Delta\varepsilon = 2,5\%$ ) nicht in höherem Maße reduziert sind. Dies hat mehrere Ursachen:

Die Übergangswahrscheinlichkeit des Modells setzt sich aus dem Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2x[0,2\pi]}$  und der charakteristischen Zeit  $t^*$  zusammen. Das Wahrscheinlichkeitsmaß beschreibt den Anteil der Kornorientierungen, bei welchen zumindest bei einem Gleitsystem durch die wirkende Beanspruchung eine als kritisch identifizierte Schubspannung überschreitet.

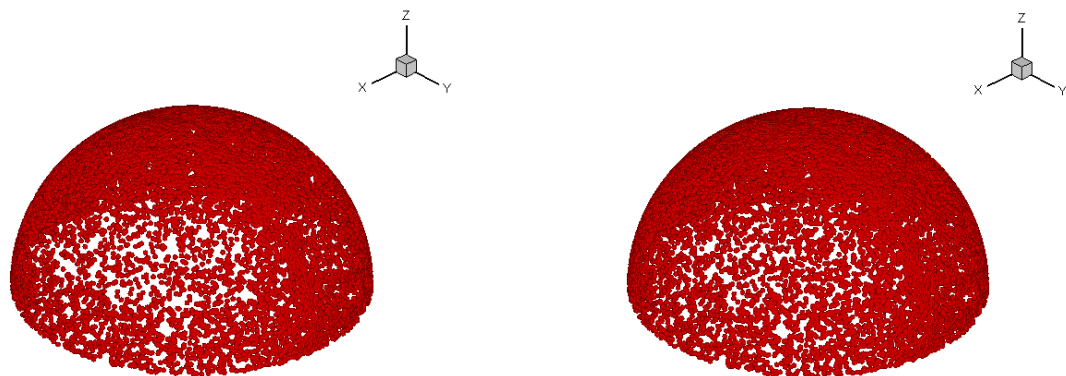
Durch die Anpassung an den Dehnungswechselversuch mit  $\Delta\varepsilon = 1\%$  werden die kritische Schubspannung der einzelnen Übergänge und demnach das übergangsspezifische Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2x[0,2\pi]}$  für alle Beanspruchungen definiert. Bild 49 zeigt für die kritische Schubspannung des 2. Übergangs der Anpassungsrechnung unter Verwendung von  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter die aktivierten Gleitebenennormalenorientierungen. Wie erwartet, stellt sich die für Zug/Druck-Beanspruchung charakteristische rotationssymmetrische Figur und daraus abgeleitet das Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2x[0,2\pi]}$  ein, vgl. auch Bild 19.



**Bild 49:** Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$

**Bild 50:** Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$

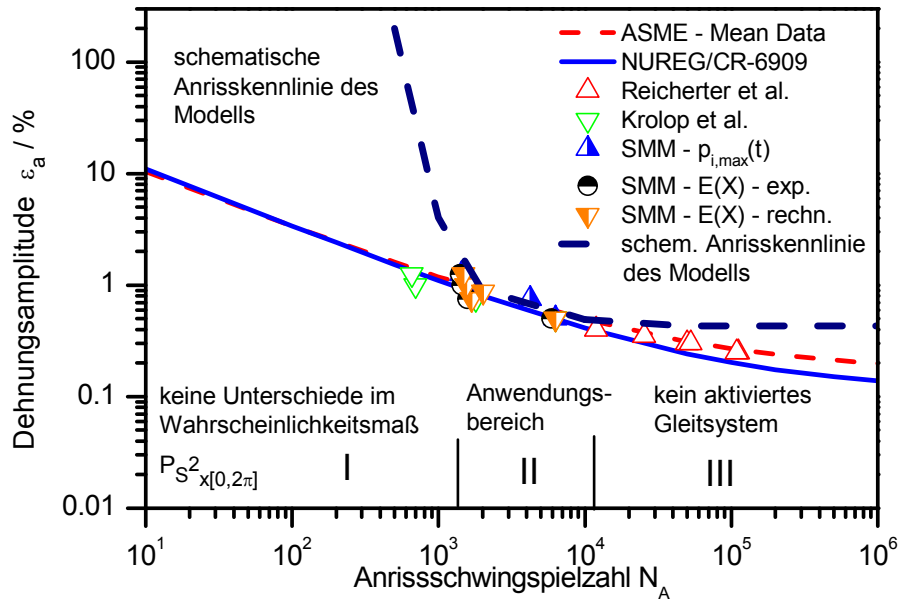
**Bild 50** zeigt im Vergleich dazu die überkritischen Gleitebenennormalenorientierungen für eine Dehnungsschwingbreite von  $\Delta\varepsilon = 0,95\%$ . Die Anzahl überkritischer Gleitsysteme ist deutlich reduziert. Das Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2 \times [0,2\pi]}$  nimmt somit bei dieser Beanspruchungshöhe nahezu den Wert 0 an. Eine weitere Reduktion der Beanspruchung führt unabhängig von der charakteristischen Zeit  $t^*$  zu einer Übergangswahrscheinlichkeit von  $\lambda_i=0$ . Eine Übergangswahrscheinlichkeit von  $\lambda_i=0$  besagt, dass Mikrorisse weder initiieren noch wachsen können. Das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell kann für diese Beanspruchungen kein Versagen postulieren. Dieses Verhalten – quasi Dauerfestigkeit - widerspricht aber den experimentellen Ergebnissen.



**Bild 51:** Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$

**Bild 52:** Gleitebenennormalenorientierungen mit überkritischer Schubspannung bei  $\Delta\varepsilon = 2\%$

Bei einer Beanspruchung von  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$  nimmt erwartungsgemäß die Anzahl überkritischer Gleitsysteme stark zu. **Bild 51** zeigt für die kritische Schubspannung der Anpassungsrechnung die aktivierten Gleitsysteme. Es ist eine deutliche Erhöhung des aus Anzahl aktivierter Gleitsysteme ableitbaren Wahrscheinlichkeitsmaßes  $P_{S^2 \times [0,2\pi]}$  festzustellen. Die berechnete Mikrorissverteilung sowie die Lebensdauerabschätzung sind im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen sehr gut.



**Bild 53:** Schematische Anrisskennlinie und Gültigkeitsbereichsdefinition des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells für X6CrNiNb18-10

Für höhere Beanspruchungen ( $\Delta\varepsilon = 2\%$ ,  $\Delta\varepsilon = 2,5\%$ ) sind die Unterschiede in der Anzahl aktivierter Gleitsysteme im Vergleich zu einer Beanspruchung von  $\Delta\varepsilon = 1,5\%$  sehr gering, siehe [Bild 52](#). Das Wahrscheinlichkeitsmaß nimmt daher nahezu identische Werte an. Die rechnerischen Anrisslastspielzahlen weisen nur aufgrund unterschiedlicher Nukleationszeitpunkte  $t_0$  (Maßstab: akkumulierte Dehnung auf den Gleitsystemen eines Kornes, siehe Kapitel 3.2.10) Abweichungen auf. Ohne Berücksichtigung des Nukleationszeitpunkts  $t_0$  führen gleiche Übergangswahrscheinlichkeiten zu identischen Mikrorissverteilungen und daraus abgeleitet identischen Lebensdauern.

[Bild 53](#) zeigt schematisch die aus dem Stochastischen Mikrorisswachstumsmodell errechnete Anrisskennlinie für unterschiedliche Beanspruchungshöhen. Es lassen sich drei Bereiche unterscheiden:

- **Bereich I** ist gekennzeichnet durch nahezu identische, d.h. beanspruchungsunabhängige Anrisslastspielzahlen bei hohen Beanspruchungen. Es sind zwischen den Dehnungsamplituden keine Unterschiede im Wahrscheinlichkeitsmaß  $P_{S^2 \chi[0,2\pi]}$  festzustellen – alle möglichen Gleitebenenormalenrichtungen sind überkritisch. Eine Anwendbarkeit des Modells ist nicht sinnvoll.
- **Bereich III** lässt sich als Dauerfestigkeitsgebiet interpretieren. Die niedrigen Beanspruchungen führen zu keiner überkritischen Gleitebenenormalenorientierung und somit zu keiner Mikrorissbildung und anschließendem Wachsen. Eine Anwendung des Modells führt zu keiner belastbaren Aussage.
- Im Anwendungsbereich, hier **Bereich II** genannt, ist die Verwendung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells zur Lebensdauerabschätzung möglich. Die Ergebnisse weisen eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Experiment auf. Der belastbare Anwendungsbereich erstreckt sich für die kritischen Schubspannungen aus der hier verwendete Anpassungsrechnung bei  $\Delta\varepsilon = 1\%$  im Dehnungsschwingbreitebereich von minimal  $\Delta\varepsilon = 0,9\%$  und maximal  $\Delta\varepsilon = 2\%$

#### 3.2.14 Werkstoffmechanische Analyse und Erweiterungsmöglichkeiten des SMM-Modells

Das hier vorgestellte Stochastische Mikrorisswachstumsmodell stellt eine mathematische Beschreibung der Mikrorissevolution an der Oberfläche zyklisch beanspruchter polykristalliner Werkstoffe dar. Der für die Mikrorissinitiierung und für das Mikrorisswachstum wesentliche Ermüdungsschädigungsmechanismus polykristalliner Werkstoffe ist dem Modell zugrunde gelegt. Die mathematische Beschreibung als Markov-Kette verlangt die Definition von diskreten Zustandsklassen. Durch die Einführung der diskreten Risslängeneinheit „Korn“ wird ein transkristallines Mikrorisswachstum definiert.

In der aktuellen Modellkonzeption ist die Barrierewirkung an den Korngrenzen im Modell durch das Konzept der Übergangswahrscheinlichkeit enthalten. Ein diskretes Risswachstum ist pro Schwingspiel nur mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit möglich. Diese Wahrscheinlichkeit wird unmittelbar durch Beanspruchung und Kornorientierungsverteilung und demnach durch die wirkenden Schubspannungen auf den entsprechenden Gleitsystemen bestimmt. Der Einfluss der Missorientierung benachbarter Körner auf das Mikrorisswachstum ist implizit durch die Kornorientierungsverteilung und die Kalibrierung des Modellverhaltens berücksichtigt. Insbesondere die Berücksichtigung der räumlichen Kornorientierung ermöglicht eine Mikrorissverteilungsbestimmung für ein- und mehrachsige Beanspruchungen. Aufgrund der mechanismenorientierten Beschreibung des Ermüdungsschädigungsverhaltens ist ein Mehrachsigekeitsfaktor nicht zu berücksichtigen. Durch die vorgestellte Bestimmung der Übergangswahrscheinlichkeit wird der Einfluss mehrachsiger Beanspruchungen auf das Ermüdungsverhalten berücksichtigt.

Ein Risswachstum, beispielsweise an Zwillings- oder Korngrenzen, ist gemäß der aktuellen Modellkonfiguration nicht zu beschreiben. Erweiterungsmöglichkeiten auf komplexere Ermüdungsschädigungsmechanismen sind aber prinzipiell möglich. Zu beachten ist dabei, dass die dem Modell zugrunde liegende Markov-Eigenschaft nicht verletzt wird. Grundvoraussetzung für eine Erweiterung ist die Diskretisierung des Schädigungszustands in Form von diskreten Klassen, welche in Form einer mechanismenorientierten Übergangswahrscheinlichkeit voneinander abgegrenzt werden müssen. Zur Beschreibung dieser Übergangswahrscheinlichkeit müssen die mikro- und submikrostrukturellen Vorgänge quantifizierbar sein. Dabei muss nicht explizit die Versetzungskinetik in das Modell integriert werden: Wenn die substrukturellen Vorgänge bekannt und dokumentiert sind, können wie im aktuellen Modell geschehen, die Auswirkungen der Versetzungsbewegungen, wie kornorientierungsspezifische Gleitbandbildung, Aufstau an Barrieren als Versetzungsaufstau, das Aktivieren von Gleitsystemen im Nachbarkorn in Abhängigkeit zur lokalen Missorientierungsbeziehung, Mikrorissbildung und –wachstum, vereinfacht mikrostrukturell abgebildet werden. Die Auswirkungen der substrukturellen Vorgänge sind dabei mikrostrukturell zu beschreiben und wie in der aktuellen Modellkonzeption geschehen, als Modellvorstellung zu formulieren. Die Notwendigkeit, Versetzungsbewegungen in das Modell integrieren zu müssen, ist hier aufgrund der eindeutigen mikrostrukturellen Auswirkungen (transkristalline Mikrorissbildung unter Berücksichtigung der Barrierewirkung) nicht gegeben. Sollte der zu beschreibende Werkstoff aber beispielsweise neben dem beschriebenen transkristallinen Mikrorisswachstum ausgeprägten Mikrorissfortschritt in Form von interkristallinem Mikrorisswachstum aufweisen, sind die Übergangswahrscheinlichkeiten sowie die Aufteilung mechanismenorientiert zu formulieren. Diese Forderung nach mechanismenorientierter Formulierung kann eine Berücksichtigung oder zumindest eine klare Quantifizierung der Auswirkungen lokaler Versetzungsbewegungen notwendig machen.

Bei der Übertragung auf andere Werkstoffgruppen ist zu beachten, dass das Modell ein Mikrorisswachstums- und kein Mikrorissinitiierungsmodell darstellt. Die Ermüdungsschädi-



gung des hier verwendeten austenitischen Stahl X6CrNiNb18-10 ist bei vorliegender LCF-Beanspruchung durch das Wachsen von Mikrorissen bestimmt. Schon nach einer Zyklenzahl von  $N=5-20\% N_A$  ist eine homogen verteilte Mikrorisspopulation zu identifizieren. Es ist allgemein bekannt, dass die Phase der Ermüdungsrissinitiierung bei niedriger Beanspruchung an Bedeutung zunimmt. Verglichen dazu ist die Phase der Ermüdungsrissinitiierung bei polykristallinen Werkstoffen, insbesondere auch Aluminiumlegierungen bei niedriger Beanspruchungsamplitude, auf  $N=75\% N_B$  erhöht, vgl. [40][42][77][86].

Für den konkreten Anwendungsfall - der Beschreibung und Modellierung der Ermüdungsschädigung der Aluminiumgusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 - muss zunächst die Anwendbarkeit des Mikrorisswachstumsmodells nachgewiesen werden. Der Nachweis der Anwendbarkeit umfasst in einem ersten Schritt die systematische Qualifizierung und Quantifizierung der wirkenden Mechanismen und Ausprägungen der Ermüdungsschädigung bei AlSi12Cu4MgNi2 bei unterschiedlichen Lasthöhen und Temperaturen. Die Beschreibung der lokalen Ermüdungsschädigung und deren Evolution werden dabei auf mikrostruktureller Ebene durchgeführt (licht- und rasterelektronenmikroskopisch). Untersuchungen der sich bei zyklischer Beanspruchung bildenden Versetzungsstrukturen (transmissionselektronenmikroskopisch) waren im Rahmen dieser Arbeit nicht vorgesehen. Nach erfolgter Quantifizierung der wirkenden Ermüdungsschädigungscharakteristik müssen Möglichkeiten geprüft werden, die eventuell auftretenden temperatur- und lasthöhenabhängigen Ermüdungsschädigungsformen im Rahmen der Modellvorstellung zu vereinheitlichen, zu implementieren und anschließend zu validieren.

#### 4 Basischarakterisierung der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2

Der im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Werkstoff AlSi12Cu4MgNi2 ist eine im Kokillengussverfahren hergestellte Aluminiumgusslegierung. Das Anwendungsgebiet von Al-Si-Legierungen umfasst Kolben für Verbrennungsmotoren, Motorengehäuse und Pumpen. Insbesondere wenn Gussteile bei erhöhten Einsatztemperaturen hohen Festigkeitsansprüchen genügen müssen, ist die Anwendung dieses Werkstoffs verbreitet. Der hier untersuchte Werkstoff wurde von der Kolbenschmidt Pierburg AG zur Verfügung gestellt. Der Werkstoff findet konkret Verwendung bei Dieselmotorkolben, welche im Vergleich zu Kolben für den Ottomotor aufgrund des höheren Temperatur- und Druckniveaus durch eine erhöhte Beanspruchung gekennzeichnet sind.

Die Werkstoffcharakterisierung unterteilt sich in eine Charakterisierung des Realwerkstoffes eines Kolbens und eine ausführliche Analyse des zur Verfügung gestellten Probenmaterials.

##### 4.1 Chemische Analyse und Phasenzusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der Legierung AlSi12Cu4MgNi2 ist in Tabelle 5 dargestellt [91].

	Massenanteile in %							
Werkstoffkurzzeichen	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Ti	Mn	Zn
AlSi12Cu4MgNi2	12,50-13,30	3,3-3,9	0,8-1,1	1,75-2,25	0,65	≤0,01	0,10-0,35	0,25
	Massenanteile in ppm							
	P	Sr	Ca	Na	B			
AlSi12Cu4MgNi2	40-120	5	5	5	200-300			

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung der Legierung AlSi12Cu4MgNi2

Neben einer quasieutektischen Zusammensetzung von Aluminium und Silizium weist der Werkstoff zur Erhöhung der Warmfestigkeit eine im Vergleich zur genormten EN 1707-AC-AlSi12CuNiMg-Legierung einen erhöhten Anteil an Kupfer und Nickel auf. Der eutektische Punkt von Al-Si-Legierungen liegt bei 12,5% Si und  $T=577^{\circ}\text{C}$ . Bei dieser Temperatur sind im Aluminium-Mischkristall 1,65% Silizium löslich. Die Löslichkeit nimmt bei sinkender Temperatur signifikant ab. Bei Raumtemperatur ist nahezu keine Löslichkeit mehr zu erwarten, so dass sich dann immer ein ( $\alpha$ +Si)-Gefüge einstellen wird [92].

Durch die Ausbildung von großen (Primär-)Siliziumkristallen wird eine hohe Verschleißfestigkeit erreicht. Die Siliziumkristalle sind in eine duktile  $\alpha$ -Aluminium-Grundmatrix eingebettet. Der hohe Anteil der festigkeitssteigernden Legierungselemente Kupfer, Magnesium und Nickel begründet sich in der Anforderung, hohe Warmfestigkeiten für den Einsatz in Verbrennungsmotoren zu erzielen. Das Vorhandensein von primären Siliziumkristallen muss bei der zu untersuchenden Schmelze metallografisch ermittelt werden, da auch bei Siliziumgehalten von >12,5% durch Zusätze von Veredelungsmitteln (Natrium oder Strontium) die Legierung so modifiziert werden kann, dass sich aufgrund keimbildender Wirkung der Veredelungsmittel ein unter- bis eutektisches Gieß- und Erstarrungsverhalten einstellt und demnach keine primär erstarrten Siliziumkristalle auftreten [64]. Durch die Zugabe von veredelnden Elementen wird die eutektische Temperatur zu tieferen Temperaturen und höheren Siliziumgehalten verschoben. Ohne den Zusatz von Veredelungsmitteln erstarrt das Eutektikum in der Regel entartet. Die Feinkörnigkeit des eutektischen Gefüges geht durch die Bildung

von groben, platten- oder nadelförmigen Siliziumkristallen verloren [93]. Der vorliegenden chemischen Zusammensetzung und Mikrostruktur entsprechend ist keine Veredelung in Form von Strontium, Natrium- oder Kaliumzugaben durchgeführt worden. Ein fein-lamellares eutektisches Gefüge ist in Gefügeschliffen nicht festzustellen.

Belov et al. untersuchten in [94] die Bildung intermetallischer Phasen des senären Systems Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si. Die chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Aluminiumgusslegierung entspricht näherungsweise einer der Untersuchungsschmelzen aus [94]. Belov et al. beschreiben mittels aufwendigen röntgendiffraktometrischen Messungen, Differentialrasterkalorimetrie, Elektronenstrahlanalysen sowie Berechnungen der Phasengleichgewichte die ablaufenden Umwandlungsprozesse. Somit konnten die sich bildenden intermetallischen Phasen bei unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen ermittelt werden. Bei der Ergebnisinterpretation ist zu beachten, dass ausschließlich Gleichgewichtsreaktionen in der Analyse Berücksichtigung finden können. Die real vorliegende Phasenzusammensetzung muss demnach nicht der theoretisch ermittelten Zusammensetzung entsprechen. Für eine Zusammensetzung von 13% Si, 1% Mg, 3,8% Cu und 1% Ni ergeben sich für den Gleichgewichtszustand neben Siliziumkristallen und der Aluminiummatrix intermetallische Phasen der Zusammensetzung  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$  (Q-Phase) und  $Al_7Cu_4Ni$  ( $\gamma$ -Phase). Analysen sich bildender Phasen, die keiner Gleichgewichtsreaktion entsprechen, weisen darüber hinaus das Auftreten von  $Al_2Cu$  ( $\theta$ -Phase) sowie  $Mg_2Si$  (M-Phase) nach. Der höhere Nickelanteil der hier untersuchten Legierung führt gemäß [94] zu einer Reduktion der Q- und  $\theta$ -Phase sowie zu der Bildung von  $Al_3CuNi$  ( $Al_3Ni_2$ ) ( $\delta$ -Phase). Eine Auflistung der möglichen Phasen des senären Systems Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si zeigt Tabelle 6.

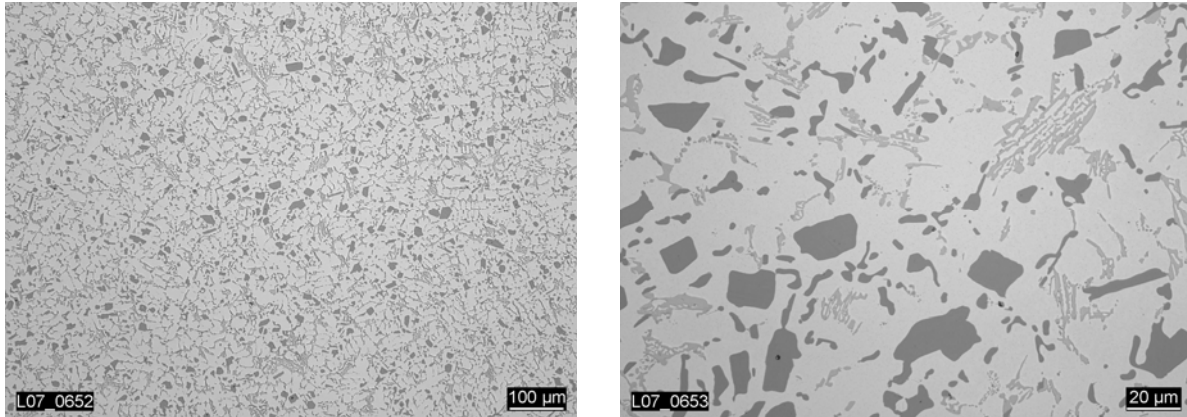
Phasenbezeichnung		Zusammensetzung in Gewichtsprozent	Dichte in g/cm <sup>3</sup>
$Al_3Ni$	$\epsilon$	42Ni	3,95
$Al_2Cu$	$\theta$	52,5Cu	4,34
$Mg_2Si$	M	63,2Mg; 36,8Si	1,98
$Al_3CuNi(Al_3Ni_2)$	$\delta$	~30Ni; ~31Cu	4,76
$Al_7Cu_4Ni$	$\gamma$	38,7-50,7Cu; 11,8-22,2Ni	5,48
$Al_9FeNi$	T	4,5-14Fe; 18-28Ni	3,4
$Al_5FeSi$	$\beta$	25-30Fe; 12-15Si	3,45
$Al_8FeMg_3Si_6$	$\pi$	10,9Fe; 14,1Mg; 32,9Si	2,82
$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	Q	20,3Cu; 31,1Mg, 27Si	2,79

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der Phasen des senären Systems Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si [94]

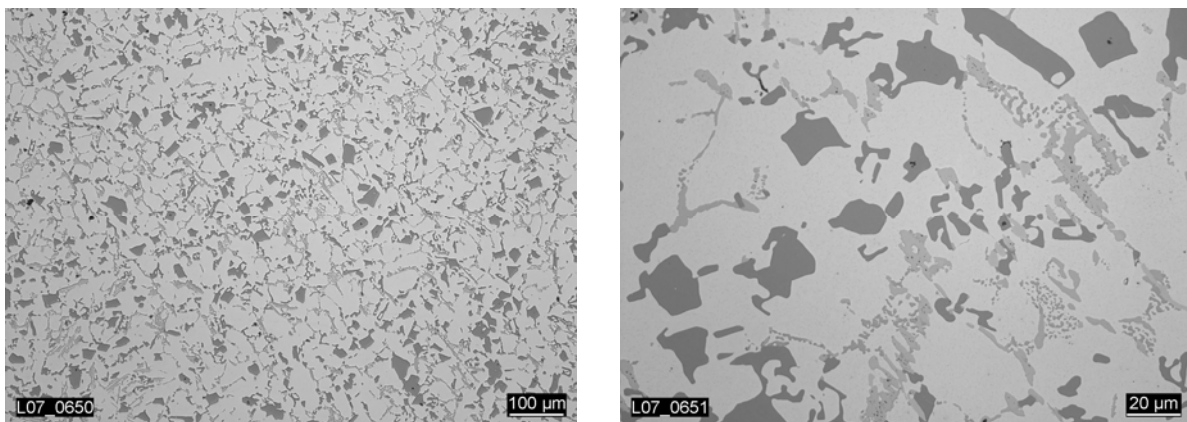
Bisherige Untersuchungen der Kolbenschmidt Pierburg AG an AlSi12Cu4MgNi2 (KS1295) belegen neben Siliziumkristallen das Auftreten der intermetallischen Verbindung  $Mg_2Si$  sowie unterschiedlicher Aluminide auf der Basis von Kupfer und Nickel sowie Eisen und Mangan. Eine genaue Spezifizierung der vorliegenden Phasen wurde in diesen Untersuchungen nicht vorgenommen.

Der Einfluss von Eisenverunreinigungen auf mikrostrukturelle Auswirkungen und mechanische Eigenschaften von Al-Si-Legierungen wird ausführlich in [95] diskutiert. Eisen gilt bei vorliegender Aluminiumgusslegierung als Verunreinigung, welche die Duktilität und Gießbarkeit durch die Bildung von komplexen intermetallischen Phasen wie beispielsweise der

nadelförmigen  $\beta$ -Phase ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) oder der  $\pi$ -Phase ( $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ ) reduziert bzw. verschlechtert. Darüber hinaus wird die Porenbildung durch hohe Eisenanteile erleichtert. Durch die Zugabe von Mangan im Verhältnis von  $\text{Mn}/\text{Fe}=1/2$  kann die Bildung der  $\beta$ -Phase reduziert werden, indem der Eisenanteil beim Abkühlprozess in Form von  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$  gebunden wird. Das hier bei AlSi12Cu4MgNi2 vorliegende Verhältnis von Mangan zu Eisen entspricht der empfohlenen Zusammensetzung.  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$  zeichnet sich im Vergleich zu  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  durch eine abgerundete, nicht nadelige, globulare Struktur aus [95]. Gerade hinsichtlich der Mikrorissinitiierung bei zyklischer Beanspruchung ist die Reduktion von Spannungskonzentratoren in Form unförmiger intermetallischer Phasen zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit essentiell.



**Bild 54:** Metallografische Schliiffbilder (Übersicht- und Detailaufnahme) des dünnwandigen Bereichs des untersuchten Originalkolbens aus AlSi12Cu4MgNi2



**Bild 55:** Metallografische Schliiffbilder (Übersicht- und Detailaufnahme) des dickwandigen Bereichs des untersuchten Originalkolbens aus AlSi12Cu4MgNi2

Zur mikrostrukturellen Qualifizierung der Legierung AlSi12Cu4MgNi2 wurden zwei Originalkolben untersucht. Dabei wurden im oberen und unteren Bereich des Nabenscheitels Untersuchungen vorgenommen, um den Einfluss unterschiedlicher Wanddicken auf die Morphologie der Mikrostruktur zu untersuchen.

Das Ergebnis der Untersuchungen zeigen **Bild 54** und **Bild 55**. Für die dickwandigen Bereiche des untersuchten Diesellokolbens stellt sich aufgrund des langsamen Abkühlens ein vergleichsweise grobes Gefüge mit großen sekundären Dendritenarmabständen und unregelmäßigen Siliziumkristallen ein. Bei Materialanhäufungen und damit einhergehendem langsamen Abkühlen des entsprechenden Bereichs haben die sich bildenden Primärsiliziumkristalle ausreichend Zeit zu wachsen [96]. Für den untersuchten dünnwandigen Bereich ist die Siliziumkristallgröße und der sekundäre Dendritenarmabstand reduziert.

#### 4.2 EDX-Untersuchungen zur Phasenbestimmung von AlSi12Cu4MgNi2

Zur Charakterisierung der auftretenden intermetallischen Phasen werden EDX-Analysen (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer) durchgeführt. EDX-Analysen sind der Röntgenfluoreszenzspektroskopie zugeordnet. Allen auf diesem Prinzip basierenden Verfahren ist es gemein, dass sie zur zerstörungsfreien Ermittlung der lokalen qualitativen und quantitativen chemischen Zusammensetzung einer Probe dienen. Die EDX-Analyse wird in Kombination mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) angewendet. Dabei dient das Rasterelektronenmikroskop dazu, die Probe zur Emission charakteristischer Röntgenstrahlung anzuregen.

Tabelle 7 zeigt das Ergebnis der EDX-Analyse für Gefügeschliffe des Realkolbens, siehe Bild 56. Das Resultat bestätigt das bisherige Untersuchungsergebnis der Kolbenschmidt Pierburg AG, dass vorliegende intermetallische Phasen zumeist der Gruppe der Aluminide zuzuordnen sind.

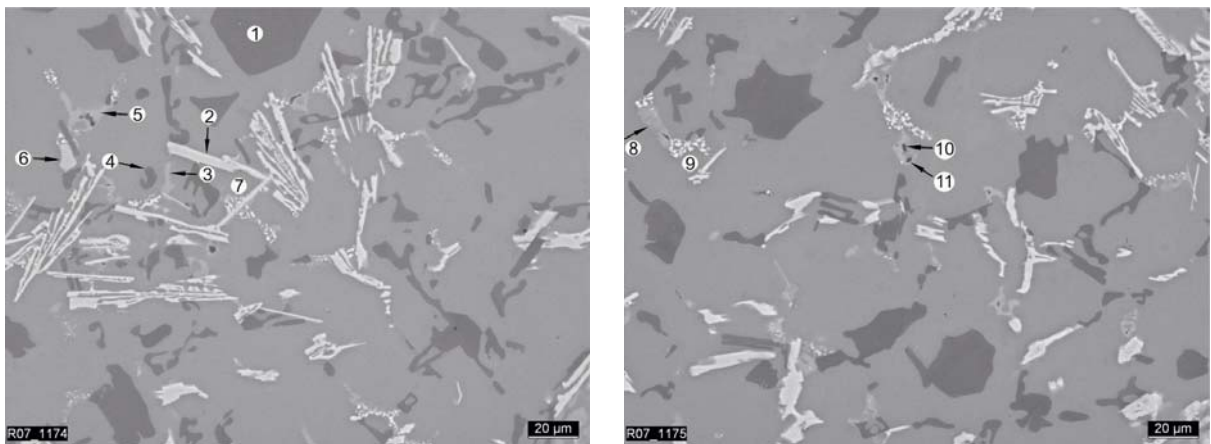


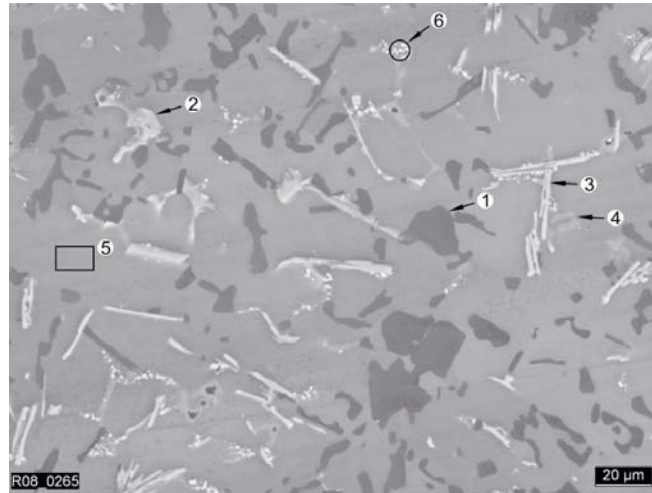
Bild 56: Metallografische Schliffbilder und Positionen der durchgeführten der EDX-Analyse des Originalkolbens aus AlSi12Cu4MgNi2

EDX-Messung an Schliff AlSi12Cu4MgNi2, 25 kV							
Massenanteile in Gewichts-%							
Position	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu
1	0	0,8	98,9	0	0	0,1	0,1
2	0,4	55,3	5,3	3,9	3,4	20,4	11,4
3	14,0	52,4	21,7	0,1	0,1	0,4	11,3
4	0,4	40,4	58,0	0,1	0,1	0,1	0,9
5	24,0	32,7	28,0	0,1	0,1	0,1	15,1
6	0,5	67,1	1,3	0,8	4,8	22,3	3,2
7	0,8	66,4	0,6	0	0,1	13,0	19,1
8	17,6	44,1	25,4	0	0	0,1	12,8
9	1,6	58,3	1,3	0	0	16,8	22,0
10	39,7	18,2	32,0	0	0	0,1	10,0
11	36,8	24,5	31,2	0	0	0,1	7,4

Tabelle 7: Ergebnis der EDX-Untersuchung an Gefügeschliffbild AlSi12Cu4MgNi2 des Originalkolbens

#### 4 Basischarakterisierung der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2

Der gemessene Siliziumanteil der Siliziumkristalle beträgt bei allen Untersuchungspositionen 99%. Das Auftreten von Eisen ist in allen untersuchten intermetallischen Phasen an das Vorhandensein von Mangan gekoppelt. Es kann davon ausgegangen werden, dass das Auftreten der  $\beta$ -Phase ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) sowie der  $\pi$ -Phase ( $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ ) durch die Bildung  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$  reduziert ist. Die Angaben der Massenanteile sind dabei mit der Einschränkung zu betrachten, dass aufgrund von Wechselwirkungsprozesse bei der Anregung nicht nur die Oberfläche analysiert, sondern auch Material unter der Probenoberfläche berücksichtigt wird.



**Bild 57:** Metallografische Schlichtbilder und Positionen der durchgeführten der EDX-Analyse des Probenmaterials aus AlSi12Cu4MgNi2

EDX-Messung an Schliff AlSi12Cu4MgNi2, 25 kV							
Massenanteile in Gewichts-%							
Position	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu
1	0,1	14,4	84,7	0	0	0,1	0,7
2	0,5	61,4	4,6	1,7	5,0	17,9	9,1
3	0,4	61,1	4,0	1,9	5,2	18,7	8,7
4	16,7	46,0	23,0	0	0	0,1	14,3
5	2,4	91,6	3,3	0	0	0,1	2,7
6	2,2	68,0	2,2	0	0	11,0	16,6

**Tabelle 8:** Ergebnis der EDX-Untersuchung an Gefügeschliffbild AlSi12Cu4MgNi2 des Probenmaterials

Neben einer Anlassbehandlung von  $t=5\text{h}$  bei einer Temperatur von  $T=230^\circ\text{C}$  wurden die Proben für  $t=200\text{h}$  bei  $T=200^\circ\text{C}$  bzw. bei entsprechender Prüftemperatur ( $T=250^\circ\text{C}$ ,  $T=400^\circ\text{C}$ ) an der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart ausgelagert, um den realen Werkstoffzustand im Betrieb sicherzustellen. Untersuchungen des gelieferten und ausgelagerten Probenmaterials zeigen eine dem untersuchten Realkolben entsprechende Mikrostruktur und Phasenzusammensetzung, siehe **Bild 57** und zugehörigen Ergebnissen der EDX-Messung aus **Tabelle 8**.

Folgende Phasen können neben der  $\alpha$ -Aluminiummatrix festgestellt werden:

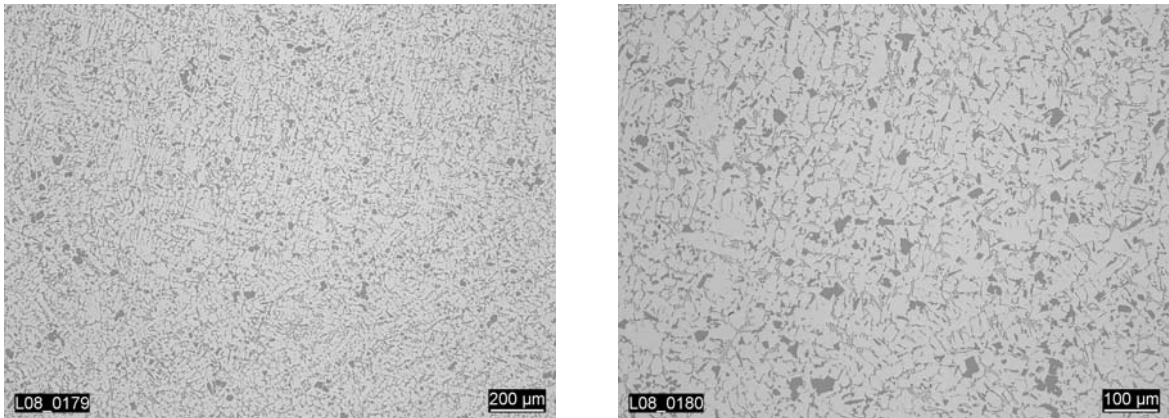
- Siliziumkristalle

- Aluminide:  $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$ ,  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ ,  $\text{Al}_{15}(\text{Cu,Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ ,  $\text{Al}_7\text{Cu}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{Cu}$
- Magnesiumverbindungen:  $\text{Mg}_2\text{Si}$

Ein Vergleich zwischen den hier ermittelten intermetallischen Phasen und den vorliegenden Untersuchungsergebnissen zeigt sowohl für die untersuchten Realkolben als auch für das zur Verfügung gestellte Probenmaterial eine gute Übereinstimmung.

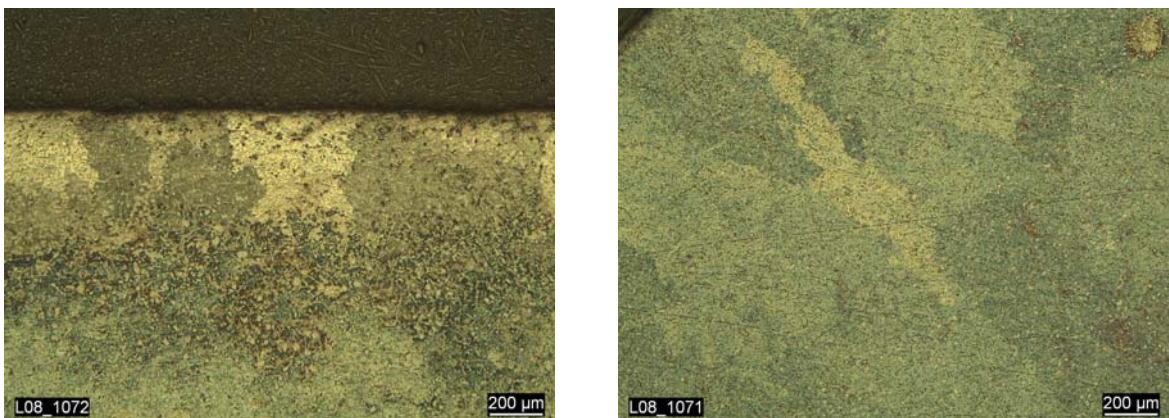
### 4.3 Mikrostrukturelle Parameter der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2

Unter der Voraussetzung eines freien Kristallwachstums entsteht bei der Abkühlung ein verzweigter Aufbau, den man als dendritische Struktur bezeichnet. Essentiell zur Bildung einer dendritischen Struktur ist die konstitutionelle Unterkühlung. Dabei treten an der Erstarrungsfront Entmischungserscheinungen auf. Die ersten sich bildenden Mischkristalle haben einen geringeren Siliziumgehalt als die Schmelze, deren Anteil an Silizium kontinuierlich zunimmt. Daraus resultiert eine reduzierte Erstarrungstemperatur, welche zu einer konstitutionellen Unterkühlung führt. Bei einer ausgeprägten Unterkühlung entsteht durch die in die Schmelze voreilenden kristallisierenden Bereiche eine dendritische Struktur.



**Bild 58:** Dendritische Struktur – Makroaufnahmen Gefügeschliffbild AlSi12Cu4MgNi2

Dendriten können im Schliffbild nachgewiesen werden, da die zuletzt erstarrte Restschmelze zwischen den sich bildenden Zweigen eine andere Zusammensetzung aufweist. **Bild 58** zeigt die dendritische Struktur des untersuchten Werkstoffes. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften gilt die Ausbildung der dendritischen Struktur, insbesondere der sekundäre Dendritenarmabstand (SDAS), als ein maßgeblicher Parameter.



**Bild 59:** AlSi12Cu4MgNi2 – Farbätzung nach Weck zur Korngrößenbestimmung

Es lässt sich zeigen, dass die Ermüdungsfestigkeit sowohl im Low-Cycle-Fatigue-Bereich (LCF) als auch im High-Cycle-Fatigue-Bereich (HCF) von Al-Si-Legierungen in Abhängigkeit zum sekundären Dendritenarmabstand steht, vgl. Kapitel 2.3. Legierungen mit einem großen sekundären Dendritenarmabstand zeichnen sich durch große  $\alpha$ -Al-dendritische Regionen und großen Abständen zwischen Bereichen erhöhter Siliziumkristallbildung aus. Der bei vorliegender Al-Legierung ermittelte sekundäre Dendritenarmabstand beträgt 20-35  $\mu\text{m}$ . Dendritische Erstarrungsstrukturen zeichnen sich meist durch große Kornabmessungen aus. Bei der vorliegenden Aluminiumgusslegierung muss nach Spezifikation durch einen entsprechenden Borgehalt oder durch Zugabe von  $\text{AlTi}_5\text{B}_1$ -Draht eine Kornfeinung vorgenommen werden [91]. Untersuchungen aus [64] zeigen die Reduktion der Korngröße bei Al-Si12Cu4NiMg von  $d=2630 \mu\text{m}$  im unverfeinerten Zustand zu  $d=650 \mu\text{m}$  im verfeinerten Zustand. Zur Analyse des vorliegenden Probenmaterials wird ein polierter Gefügeschliff mit einer Ätzbehandlung nach Weck (100ml destilliertes Wasser, 50ml Ethanol 96%, 2g Ammoniumbifluorid) präpariert. Ergebnisse der Ätzbehandlung zur Visualisierung der Korngröße zeigt Bild 59. Es lässt sich ein mittlerer Korndurchmesser von  $d=600 \mu\text{m}$  feststellen, was eine erfolgte Kornfeinung bestätigt. Für die Ermittlung mikrostruktureller Faktoren zur Bestimmung der Ermüdungsrissinitiierung sowie des Ermüdungsrisswachstums ist die Korngröße aufgrund ihrer großen Abmessung im Vergleich zu weiteren lokalen mikrostrukturellen Parametern, wie dem sekundären Dendritenarmabstand und der Partikelverteilung von untergeordneter Bedeutung. Dies konnte in [97] durch Untersuchungen der Rissfortschrittsrate bei zyklischen Beanspruchungen an Legierungen vergleichbarer chemischer Zusammensetzung mit unterschiedlichen Korngrößen bestätigt werden.

#### 4.4 Mechanische Kennwerte der Aluminiumgusslegierung AlSi12Cu4MgNi2

Zur Werkstoffcharakterisierung werden bei den spezifizierten Prüftemperaturen  $T=20^\circ\text{C}$  (RT),  $T=200^\circ\text{C}$  und  $T=400^\circ\text{C}$  quasistatische Zugversuche in Anlehnung an DIN EN 10002-1 durchgeführt.

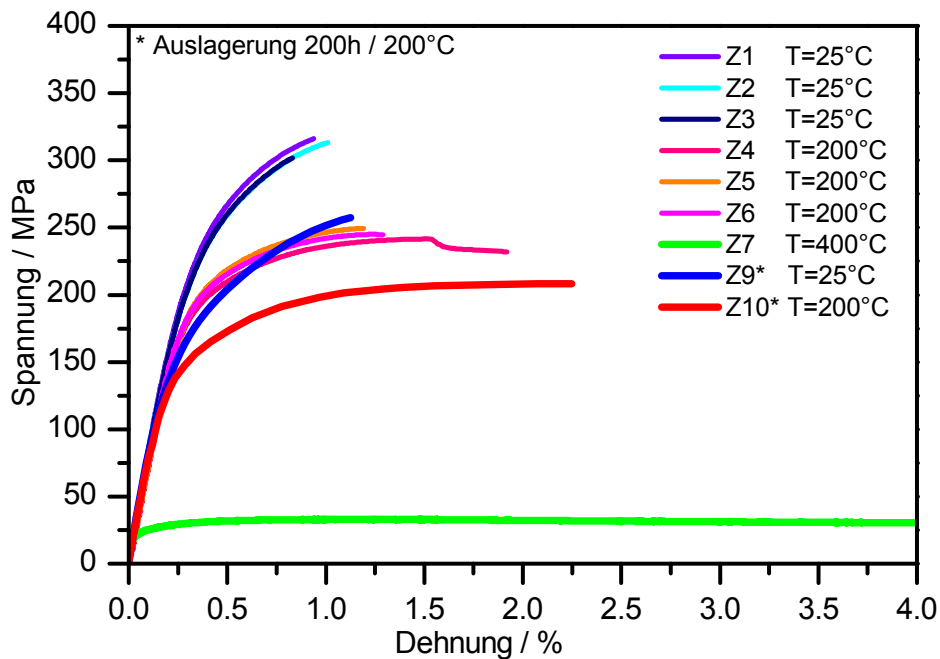


Bild 60: Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche bei Raumtemperatur,  $T=200^\circ\text{C}$  und  $T=400^\circ\text{C}$  (AlSi12Cu4MgNi2)

Die Zugprüfungen wurden auf einer MTS Sintech 65/G-Zugprüfmaschine durchgeführt. Die Ergebnisse der Zugversuche zeigt Bild 60. Die Proben Z1-Z3 wurden bei RT, die Proben Z4-



Z6 bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  und Z7 bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  geprüft. Die Ergebnisse zeigen bei jeweiliger Prüftemperatur nur kleine Streuungen der Versuchsergebnisse. Bei einem Vergleich zwischen den hier experimentell ermittelten Daten (Z1-Z6) und den von der Kolbenschmidt Pierburg AG spezifizierten Werten [91] treten deutliche Abweichungen auf, siehe Bild 61.

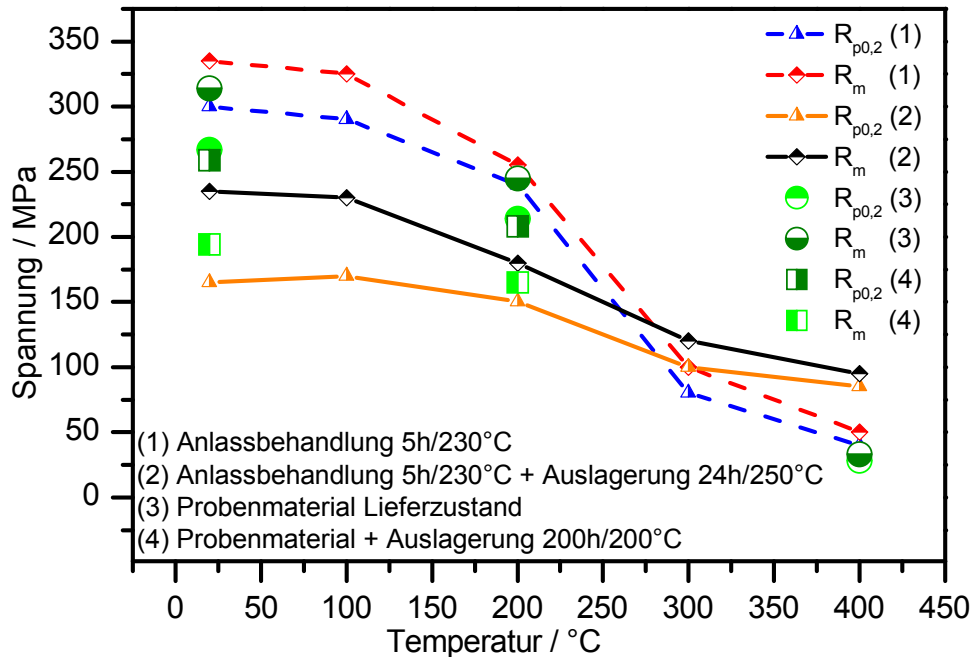


Bild 61: Vergleich der experimentell ermittelten Zugversuchsdaten mit dem geforderten Werkstoffzustand gemäß Werkstoffdatenblatt AlSi12Cu4MgNi2 der Kolbenschmidt Pierburg AG [91]

Zur Klärung wurden die Zugproben Z9 und Z10 für  $t=200\text{h}$  bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  auf Sand ausgelagert und geprüft. Ein Vergleich zwischen den nach erfolgter Auslagerung experimentell ermittelten Daten und den von der Kolbenschmidt Pierburg AG spezifizierten Werten zeigt nunmehr eine gute Übereinstimmung. Dementsprechend werden alle Proben, die für Versuche bei RT und  $T=200^{\circ}\text{C}$  bestimmt sind, für  $t=200\text{h}$  bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  in Sand gebettet ausgelagert. Proben für die Untersuchungen bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  werden für  $t=200\text{h}$  bei Prüftemperatur ausgelagert.

Der gezeigte Einfluss der Wärmebehandlung (Warmauslagerung) auf die mechanischen Eigenschaften der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 ist insbesondere auf die Legierungselemente Magnesium und Kupfer zurückzuführen. Durch Zusätze von Magnesium und Kupfer erhält man eine warm- bzw. kaltaushärtbare Aluminiumgusslegierung. Binäre Al-Si-Legierungen sind dagegen nicht aushärtbar, da trotz fallender Siliziumlöslichkeit im Mischkristall kein Aushärtungseffekt eintritt.

Die binäre Phase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ist aufgrund ihrer temperaturabhängigen Löslichkeit für die Aushärtung der Legierung durch die Bildung von kohärenten, nicht- und teilkohärenten Ausscheidungen maßgebend. Die Festigkeitssteigerung beruht auf der Behinderung von Versetzungsbewegung durch sehr feine in der Matrix verteilte Teilchen. Durch die Lösungsglühung bildet sich ein homogener  $\alpha$ -Mischkristall. Die Kupferatome nehmen regellos Gitterplätze in der Aluminiummatrix ein. Bei langsamer Abkühlung scheidet sich die intermetallische  $\theta$ -Phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) aus und der Mischkristall verarmt an Kupfer. Kühlt man dagegen sehr schnell ab, wird die Ausscheidung von  $\text{Al}_2\text{Cu}$  unterdrückt. Es bildet sich ein übersättigter Mischkristall. Dieser Mischkristall ist metastabil und strebt demnach durch das Ausscheiden von  $\text{Al}_2\text{Cu}$  bei Raum- bzw. leicht erhöhten Temperaturen ein thermodynamisches Gleichgewicht an.

Bei der Warmauslagerung kupferhaltiger Aluminiumgusslegierungen sowie Knetlegierungen der 2xxx-Serie (Al-Cu) werden verschiedene Phasen durchlaufen, beginnend mit durch Diffusionsvorgänge hervorgerufene einschichtige Bildung von Atomlagen aus Kupfer an der spezifischen Ebene (110). Diese Anordnung von Kupferatomen wird Guinier-Preston-Zone (GP-Zone) genannt. Aus diesen GP-Zonen bilden sich kohärente, keine Phasengrenzfläche aufweisende Zwischenphasen, im Falle von  $Al_2Cu$  die sogenannte  $\theta''$ -Phase aus. Durch das weitere Wachsen der Ausscheidungen werden diese teilkohärent und als  $\theta'$ -Phase bezeichnet. Durch längere Auslagerungszeit oder bei höheren Temperaturen bildet sich die grobe gleichgewichtsnaher  $Al_2Cu$ -Phase. Die durch die feinste Verteilung kleiner Teilchen hervorgerufene Festigkeitssteigerung durch die Behinderung der Versetzungsbewegung ist folglich aufgehoben – man spricht von einer Überalterung der Legierung. Durch die Anlassbehandlung von  $t=5h$  bei  $T=230^\circ C$  wird bei AlSi12Cu4MgNi2 durch die Bildung der teilkohärenten  $\theta'$ -Phase eine Härte- und Festigkeitssteigerung festgestellt. Durch die weitere Auslagerung für  $t=200h$  bei  $T=200^\circ C$  treten Überalterungseffekte ein – die Härte und Festigkeit sinkt ab.

Den Einfluss der Auslagerungsdauer auf die Härte und Mikrostruktur von Kolbengusslegierungen untersuchte Moffat in [56]. Eine der dabei untersuchten Kolbengusslegierungen entspricht näherungsweise der chemischen Zusammensetzung der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Legierung, siehe Tabelle 9. Wesentlicher Unterschied der chemischen Legierungszusammensetzungen ist der hier vorliegende geringere Anteil an Mangan.

	Massenanteile in %							
Werkstoffkurzzeichen	Si	Cu	Mg	Ni	Ti	Mn	P	Sr
Al-Si	12,45	3,93	0,67	2,78	0,01	0,03	55*	0

\*Angabe in ppm

Tabelle 9: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierung aus [56]

Bild 62 zeigt die Bildung grober  $Al_2Cu$ -Ausscheidungen nach einer Auslagerungszeit von  $t=1024h$  bei  $T=260^\circ C$ . Im Vergleich zu den kaum sichtbaren fein verteilten Teilchen der nur für  $t=1h$  ausgelagerten Probe ist das Vorhandensein der stabilen  $\theta$ -Phase  $Al_2Cu$  bei einer Auslagerungstemperatur von  $T=260^\circ C$  festzustellen. Die Ausbildung von  $Al_2Cu$  in der Matrixphase ist mit einer deutlichen Reduktion der makroskopischen Härte von 110 HV1 auf 87 HV1 verbunden [56].

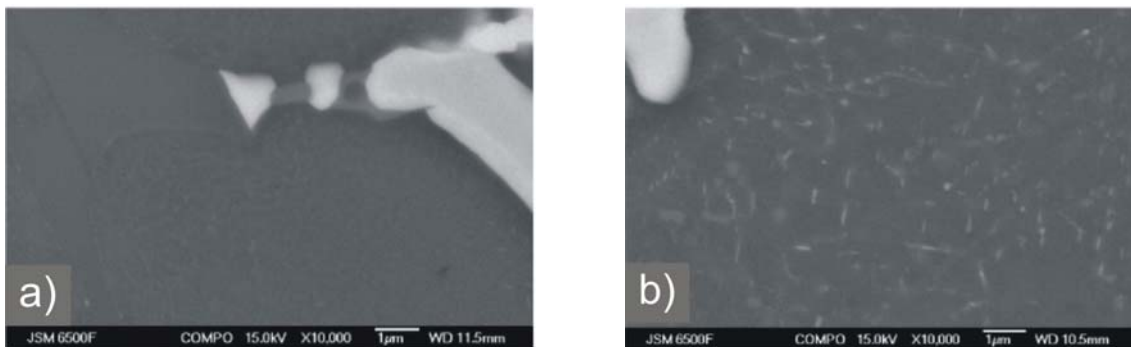


Bild 62: Mikrostrukturelle Aufnahmen einer Al-Si-Cu-Mg-Ni-Gusslegierung nach einer Auslagerungsbehandlung von a)  $t=1h / T=260^\circ C$  und b)  $t=1024h / T=260^\circ C$  [56]

AlSi12Cu4MgNi2 weist aufgrund des Magnesiumanteils die binäre Phase  $Mg_2Si$  auf, die ebenfalls zur Härtebarkeit beiträgt. Äquivalente Vorgänge sind in den Aluminiumknetlegierungen der 6xxx-Serie (Al-Mg-Si) nachweisbar. Auch die Bildung von  $Mg_2Si$  aus dem übersättigten Mischkristall erfolgt über nadelförmige Guinier-Preston-Zonen ( $Mg_5Si_6$ ), gefolgt von einer

teilkohärenten hexagonalen Phase und der plattenförmigen kfz-orientierten Gleichgewichtsphase  $Mg_2Si$ .

Durch die gezielte Überalterung des Probenmaterials durch die erfolgte Auslagerung ist der Einfluss der Prüftemperatur der zyklischen Untersuchungen auf die Mikrostruktur reduziert und ein praxisrelevanter betriebsähnlicher Werkstoffzustand sichergestellt.

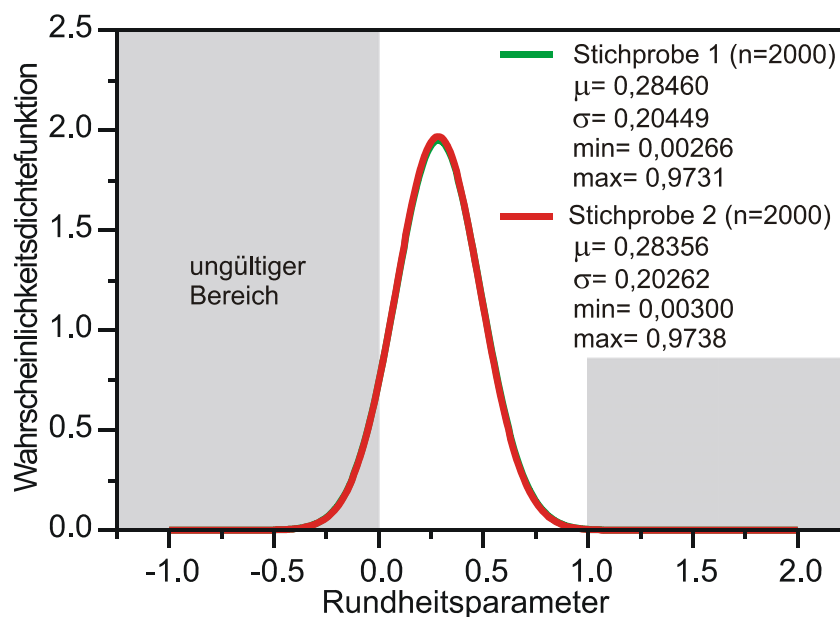
#### 4.5 Siliziummorphologie und Einschlussparameter

Zur Analyse der Verteilung, Größe und Anordnung der Siliziumkristalle wird das Bildbearbeitungs- und Bildanalyseprogramm *analySIS*<sup>®</sup> verwendet [98]. *analySIS*<sup>®</sup> ermöglicht, gekoppelt an ein Lichtmikroskop mit CCD-Kamera, die direkte Auswertung lichtmikroskopischer Aufnahmen. Die Beschreibung der Einschlussmorphologie erfolgt an der Mantelfläche polierter Schwingproben. Sollte Ermüdungsrissinitiierung wie postuliert an der Oberfläche erfolgen, ist die Analyse der Oberflächenparameter der Siliziumkristalle, die als Spannungskonzentratoren wirken, zielführend. Durch Analysen der Projektionen der Einschlüsse in x- und y-Richtung wird gezeigt, dass keine Textur bzw. Vorzugsrichtung der Orientierung vorhanden ist – demnach eine Übertragung der Ergebnisse der Oberfläche auch für Bereiche im Probeninneren Gültigkeit besitzt. Aufgrund der Krümmung der Rundprobe nimmt die Qualität der Aufnahmen in den Randbereichen ab. Spezielle Bildüberlagerungsfaktoren können dabei Qualitätsschwankungen einer Aufnahme reduzieren, aber nicht vollständig eliminieren. Einschlusserkennung basiert dabei auf der Definition von Schwellwerten, die auf Farb- und Intensitätsunterschieden beruhen. Zur Vermeidung von Einflüssen durch Randabschattungen auf den auszuwertenden Oberflächenbildern wird bei allen Messungen ein Rand von der Messung und Analyse ausgenommen.

Die Einschlussmorphologie kann anhand des Umfangs  $U$  und der Fläche  $A$  des Einschlusses in einen Parameter überführt werden, welcher die Rundheit des Einschlusses beschreibt:

$$R = 4\pi \frac{A}{U^2} \quad (42)$$

Der Rundheitsparameter  $R$  kann gemäß Gl. (42) Werte zwischen 0 und 1 annehmen. Für einen ideal runden Einschluss nimmt der Rundheitsparameter den Wert 1 an.



**Bild 63:** Gaussverteilung des Rundheitsparameters der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen

Bild 63 zeigt für zwei Stichproben mit je 2000 untersuchten Einschlüssen die Gaußverteilung des Rundheitsparameters. Für beide Stichproben ergibt sich ein Mittelwert von  $\mu=0,28$  bei einer Standardabweichung von  $\sigma=0,2$ . Zu beachten ist dabei, dass mittels der vorgenommenen Analyse Einschlussflächen  $<10 \mu\text{m}^2$  nicht zuverlässig aufgelöst werden können. Das vorliegende Ergebnis zeigt, dass die Siliziumkristalle weder eine ausgeprägte Rundheit noch Homogenität aufweisen.

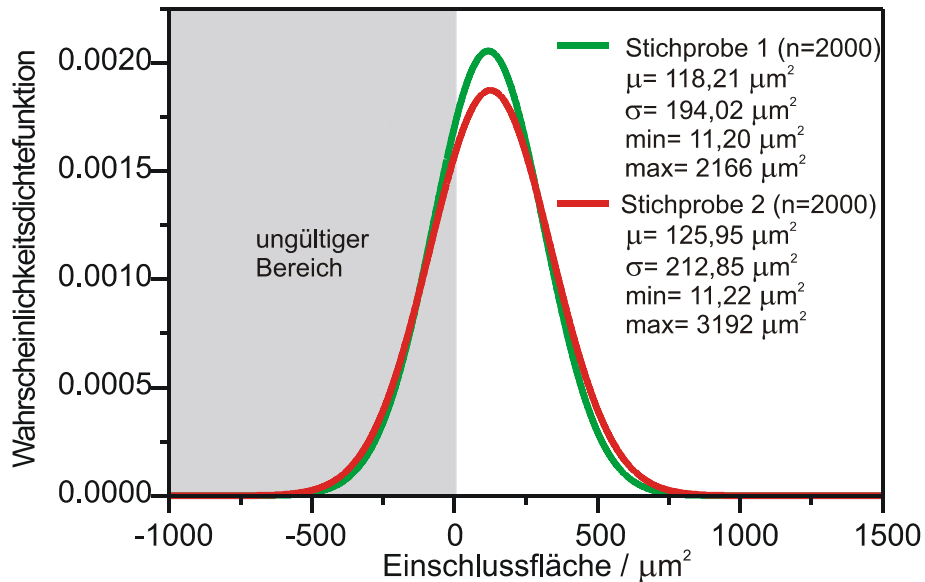
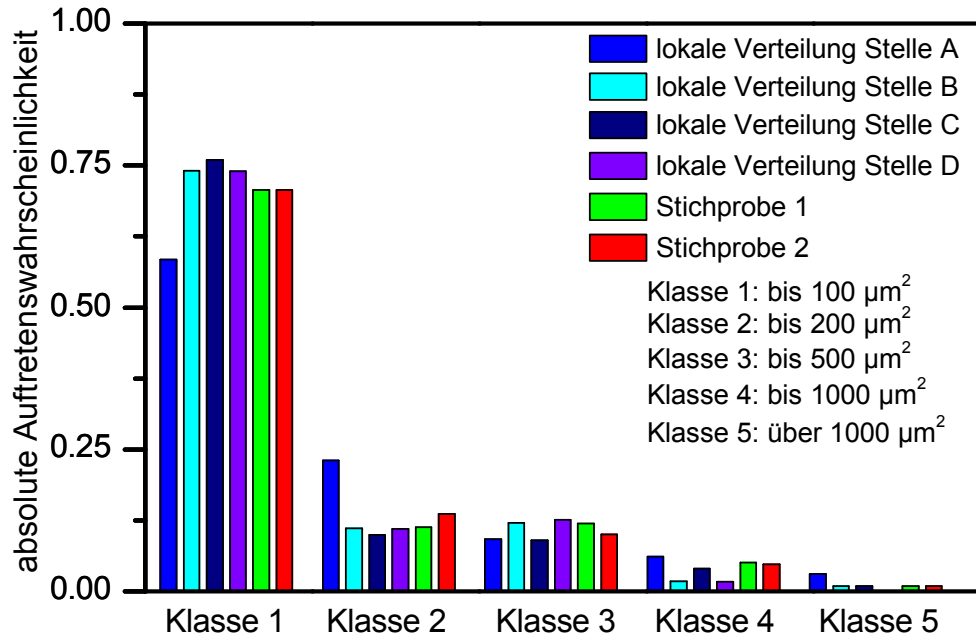


Bild 64: Gaussverteilung der des Flächeninhalts der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen

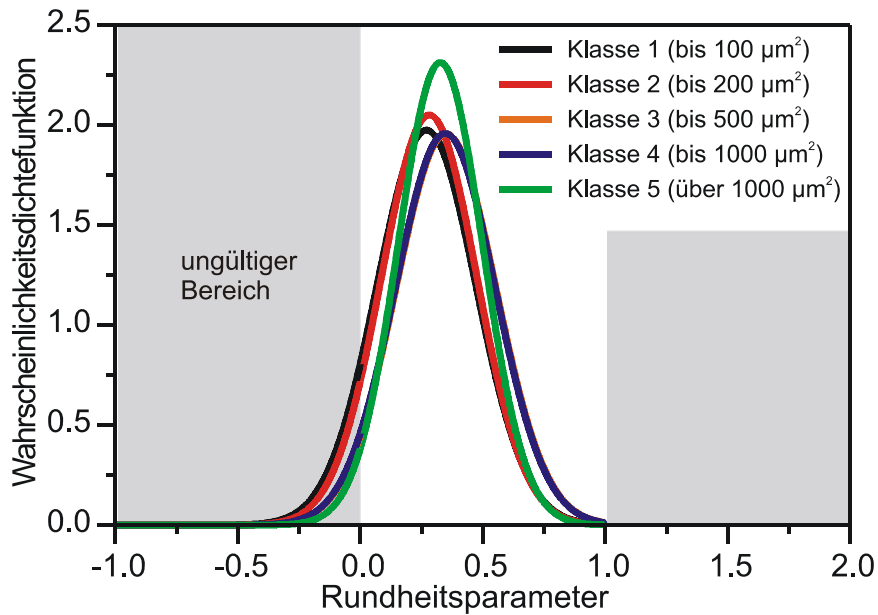
Bild 64 zeigt für die Stichproben von je 2000 Siliziumkristallen die Gaußverteilung des Flächeninhalts von Einschlüssen an der Probenoberfläche. Wie schon bei der Analyse der Rundheit zu erkennen, zeigt das Ergebnis eine große Streuung der Einschlussflächen. Für beide Proben ergibt sich ein Mittelwert von ca.  $\mu=120 \mu\text{m}^2$  bei einer Standardabweichung von ca.  $\sigma=200 \mu\text{m}^2$ . Die vorgenommene Angabe eines Mittelwerts ist bei der Streuung der Ergebnisse wenig aussagekräftig. Gerade zur Beschreibung des lokalen Charakters der Ermüdungsrissinitiierung sind integrale und auch statistische Ansätze nur begrenzt aussagefähig.

Die Größenverteilung der Siliziumkristalle von unterschiedlichen Untersuchungsausschnitten mit den Abmessungen eines Kornes als Histogramm zeigt Bild 65. Das Ergebnis zeigt bei der integralen Betrachtung von je 2000 Siliziumkristallen (Stichprobe 1 / Stichprobe 2) eine gewisse Homogenität der Größenverteilung der Siliziumkristalle. Es zeigt sich, dass 70% der Siliziumkristalle eine Fläche von weniger als  $A=100 \mu\text{m}^2$  aufweisen. Bezüglich der Homogenität der Verteilung ist anzumerken, dass auf beispielsweise ein Korn mit einem Durchmesser von ca.  $d=600 \mu\text{m}$  bezogen, die lokale Verteilung der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen durchaus variieren kann, siehe die Verteilungen der hier exemplarisch gezeigten lokalen Mantelflächenausschnitte.



**Bild 65:** Flächeninhaltsverteilung (Probenoberfläche) der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen

Ein direkter Zusammenhang zwischen Einschlussgröße und Rundheitsparameter liegt nicht vor. **Bild 66** zeigt für die im Histogramm verwendeten Klassen die Gaussverteilung der zugehörigen Rundheitsparameter. Sowohl der klassenspezifische Mittelwert als auch die Standardabweichung unterscheiden sich dabei nur unwesentlich.



**Bild 66:** Gaussverteilung der klassenbezogenen Rundheitsparameter der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen

## 5 Experimentelle Untersuchungen an AlSi12Cu4MgNi2

Für die experimentellen Untersuchungen wird die im Kokillengussverfahren hergestellte Aluminiumlegierung AlSi12Cu4MgNi2 ausgewählt.

Neben der Ermittlung der Anriss- bzw. Bruchlastspielzahlen bei unterschiedlichen Temperaturen und Amplitudenhöhen werden durch dehnungs- und spannungskontrollierte Versuche die Mikrorissinitiation und das Mikrorisswachstum erfasst und mit mikrostrukturellen Parametern verknüpft. Hinsichtlich der Initiierung der Risse wird der vorliegenden Mikrostruktur, bestehend aus duktiler Aluminiummatrix, Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen eine entscheidende Rolle zugeschrieben. Um Verständnis über die mikromechanischen Vorgänge zu erlangen, werden im Gegensatz zu den Voruntersuchungen sukzessive (abgestufte) Versuche zur Dokumentation der Mikrorissinitiation und des Mikrorisswachstums durchgeführt. Eine scharfe Trennung zwischen Experimenten mit dem Fokus auf der Ermittlung des wirkenden Schädigungsmechanismus und der Ermittlung der Lastspielzahlen erfolgt nicht.



**Bild 67:** Mobiles Lichtmikroskop zur Dokumentation der Ermüdungsschädigung an den Mantelflächen von AlSi12Cu4MgNi2

Zur Dokumentation der Ermüdungsschädigung an der Probenmantelfläche bei sukzessiv geprüften Proben werden folgende Untersuchungsmethoden angewendet:

1. Ausbau der Probe nach definierter prozentualer Bruchlastspielzahl und anschließende licht- und rasterelektronenmikroskopische Dokumentation der Mantelflächen.
2. Erstellung von Gefügeabdrücken nach erfolgter Beanspruchung im eingebauten Zustand der Probe (Replika-Technik), welche durch anschließendes Bedampfen licht- und rasterelektronenmikroskopisch untersucht werden.
3. Direkte Applikation eines mobilen Lichtmikroskops an die Schwingprüfmaschine, siehe [Bild 67](#). Hierzu wird ein Olympus® BXFM – Lichtmikroskop mit CCD-Kamera und Tischsteuerung verwendet. Durch die Kopplung mit dem Bildbearbeitungs- und Bildanalysesystem analySIS® [98] können Auswertungen direkt vorgenommen werden.

### 5.1 Zyklische Voruntersuchungen an gekerbten Flachzugproben

Ermüdungsversuche werden an zwei gekerbten Flachzugproben ( $\alpha_{k,zd}=1,25$ ) mit polierten Oberflächen spannungskontrolliert im Zugschwellbereich durchgeführt, siehe [Tabelle 10](#).

Ziel der Voruntersuchung ist das mikrostrukturelle Schädigungsverhalten bei Ermüdungsbeanspruchung mittels rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen in unmittelbarer Nähe zur Bruchfläche exemplarisch zu untersuchen.

Versuch	$\sigma_o$ [MPa]	R	$N_B$ [ $10^6$ ]	Prüftemperatur [°C]
V1	80	0,1	3,6	300
V2	85	0,1	0,3	300

Tabelle 10: Prüfparameter und Ergebnis der Voruntersuchungen

Bild 68 zeigt mikrostrukturelle Ermüdungsschädigungsinitiierung an der Probenoberfläche der untersuchten Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 bei einer Prüftemperatur von  $T=300^\circ\text{C}$  nach Versuchsende ( $N=N_B$ ).

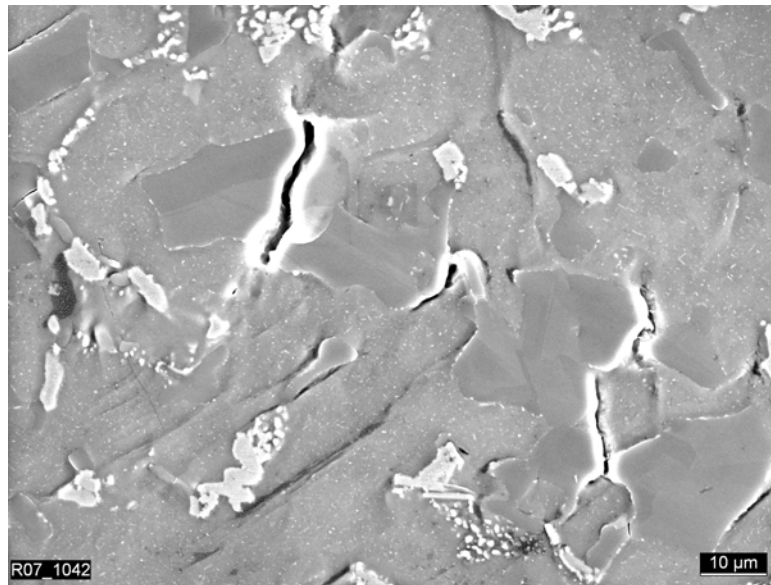
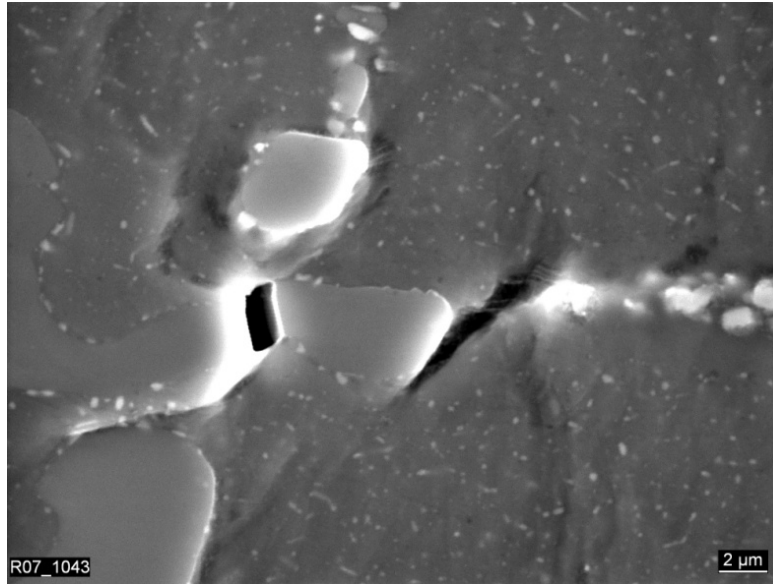


Bild 68: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Probe V1: Gebrochene Siliziumkristalle, Delamination an der Phasengrenze Matrixphase / Siliziumkristall sowie Gleitstufen in der Matrixphase ( $N=3,6 \cdot 10^6$  LW)

Beide in der Literatur beschriebenen potenziellen Mikrorissinitiierungsmechanismen an Siliziumkristallen – Mikrorissinitiierung durch Bruch und Dekohäsion / Delamination - können bei einer Zugschwell-Beanspruchung und einer Prüftemperatur von  $T=300^\circ\text{C}$  dokumentiert werden. Einen Einfluss des Rissinitiierungsortes von der Siliziumkristallgröße kann in diesen Voruntersuchungen nicht gefunden werden. Die in der Literatur beschriebene Rissinitiierung an intermetallischen Phasen (CuNi-Aluminide [43]; AlFeMnSi[99],  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  [56]) wird nicht festgestellt. Die Mikrorissinitiierungsorte können im Rahmen dieser Voruntersuchungen ausschließlich auf Siliziumkristalle zurückgeführt werden. Auffallend sind die in der Matrixphase sichtbaren Gleitstufen, die als Erklärung eine Dehnungslokalisierung aufgrund von Versetzungsbewegung in der Matrixphase nahelegen. Ermüdungsrissinitiierung bei AlSi12Cu4MgNi2 ist ein Zusammenwirken von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen mit der Matrixphase und kann weder allein auf die Einschlusseigenschaften (Morphologie, Größe, Verteilung) und -schädigung noch ausschließlich auf klassische Ermüdungsschädigungsmechanismen polykristalliner Werkstoffe (Aktivieren von Gleitsystemen, Dehnungslokalisation, persistente Gleitbandbildung, Intrusionen und Extrusionen) zurückgeführt werden. Versetzungen stauen sich an den Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen auf und erhöhen somit die Spannung in den Siliziumkristallen selbst- und gleichzeitig das lokale Spannungsfeld der Matrixphase im unmittelbaren Bereich des von Versetzungen umschlossenen Siliziumkristalls. Diese lokale Spannungserhöhung kann zu einer Dekohäsion als auch bei Überschreiten der Bruchfestigkeit des Siliziumkristalls zu Mikrorissinitiierung, resultierend aus transkristallinem Siliziumkristallbruch, führen. Zusammengefasst kann die Ermüdungs-

rissinitiierung bei  $T=300^{\circ}\text{C}$  auf Wechselwirkungen zwischen Matrixphase und Siliziumkristallen / intermetallischen Phasen, sichtbar in Form von Schädigungen des Siliziumkristalls (Dekohäsion und Bruch) sowie Matrixschädigung in Form von Gleitstufen zurückgeführt werden.

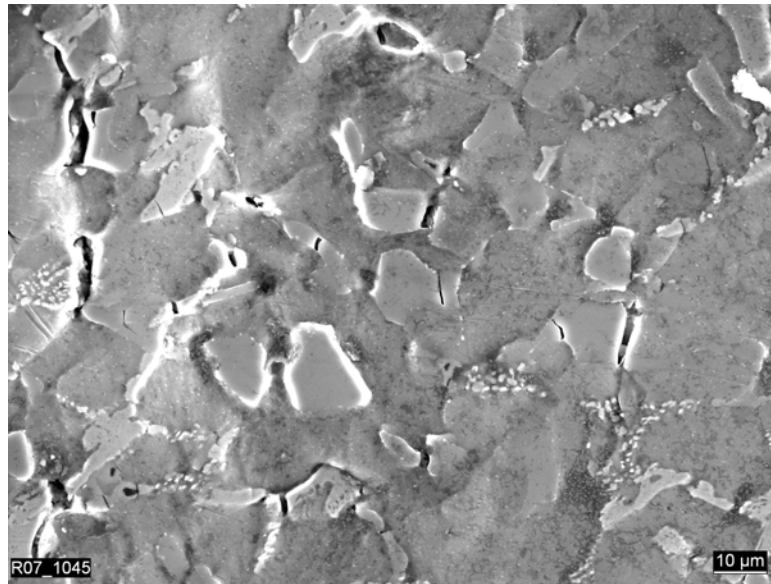


**Bild 69:** Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Probe V1: Riss in der Phasengrenze zwischen Siliziumkristall und Matrixphase mit Rissfortschritt in der Matrixphase

**Bild 69** zeigt eine Detailaufnahme des Ortes der Mikrorissinitiierung an einer Phasengrenze von  $\alpha$ -Al-Matrix und Siliziumkristall. Der Riss wächst ausgehend von der Phasengrenze in die mit  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen versehene Aluminiummatrix hinein. Die rasterelektronenmikroskopische Detailaufnahme zeigt die Vergleichbarkeit der vorliegenden überalterten  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen in der Matrixphase mit den Untersuchungen der Ausscheidungsstruktur unterschiedlicher Auslagerungszeiten von Moffat, dargestellt in Bild 62. Von einem ausgeprägten Risswachstum in der  $\alpha$ -Al-Matrix kann nicht gesprochen werden. Risse, initiiert an Einschlüssen in Form von Dekohäsionen oder Brüchen, werden gemäß der vorliegenden Untersuchung in ihrem Risswachstum zuverlässig durch die mit  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen versehene Matrixphase geblockt, siehe **Bild 70**. Die Bruchfläche zeigt die Merkmale von einem gemischten Bruchtyp: glatte Flächen an gebrochenen Siliziumkristallen (Sprödbbruch) und Wabenbruch in der Matrixphase (duktiler Bruch). Schwingstreifen werden nicht beobachtet.

Die bisherigen Ergebnisse lassen sich wie folgt interpretieren: Aufgrund der im Vergleich zu Raumtemperatur deutlich weicheren Aluminiummatrixphase bei  $T=300^{\circ}\text{C}$  kommt es zu einer Spannungumlagerung. Durch die zyklische Beanspruchung wird eine zunehmende Beanspruchung der Siliziumkristalle durch die Beaufschlagung von Versetzungen induziert. Bei Überschreiten der Bruchspannung tritt Versagen des Einschlusses auf. Analoge Interpretation gilt auch für die Phasengrenze, die bei Mehrphasenwerkstoffen eine Schwachstelle ist. Gebrochene oder abgelöste Siliziumkristalle übertragen keine Lasten – die weiche Matrixphase wird immer stärker gedehnt, bis es zum totalen Versagen kommt. Dabei ist zu beachten, dass Risse an der Phasengrenze durch hohe lokale Dehnungen in der Matrixphase, Brüche der Einschlussphase aber durch hohe lokale Spannungen im Einschluss verursacht werden. Ein ausgeprägtes lokales Mikrorisswachstum ist nicht zu beobachten. Zu beachten ist, dass die Voruntersuchungen keine Aussagen über die Schädigungsevolution liefern können. Die Aufnahmen wurden ausnahmslos in der unmittelbaren Nähe der Ufer des dominanten Risses nach Versagen vorgenommen. Inwiefern der Bruchvorgang Schädigung in naheliegenden Bereichen induziert, kann in dieser ersten Voruntersuchung nicht geklärt werden.





**Bild 70:** Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Probe V1: Gebrochene Siliziumkristalle: Risse werden durch weiche Matrixphase gestoppt.

## 5.2 Experimentelles Versuchsprogramm an AlSi12Cu4MgNi2

Kolben sind im Betrieb komplexen thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt. Jeder Zündvorgang bewirkt im Kolben eine zeit- und ortsabhängige hochfrequente Ermüdungsbeanspruchung, welche durch eine gleichfrequente thermisch-mechanische Beanspruchung aufgrund der Temperaturunterschiede des im Verbrennungsraum verbrannten Gemischs überlagert ist. Darüber hinaus werden die beschriebenen hochfrequenten Beanspruchungsanteile durch niederfrequente Beanspruchungen aufgrund von gasbedingten Temperaturwechseln (Volllast – Teillast) überlagert [100]. Kritische Stellen dieser komplexen thermomechanischen Beanspruchung sind dabei der Muldenrand sowie die Ventilstege des Kolbens.

Prüftemperatur	Totaldehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$	Spannungsamplitude $\sigma_a$ / MPa		
	Low Cycle Fatigue (LCF) ( $10^3 < N_A < 10^4$ ), R = -1	High Cycle Fatigue (HCF) ( $N_B > 10^7$ ), R = -1		
RT	±0,25%	±80		
200°C	±0,25%	-		
250°C	-	±48	±56	±64
400°C	±0,34%	±27	±30	-

**Tabelle 11:** Durchgeführtes Versuchsprogramm an AlSi12Cu4MgNi2

Das Versuchsprogramm umfasst Versuche bei Raumtemperatur, im Temperaturbereich von  $T=200-250^\circ\text{C}$  sowie Versuche bei  $T=400^\circ\text{C}$ , jeweils im LCF- und HCF-Bereich, siehe [Tabelle 11](#).

Mit dem durchgeführten Versuchsprogramm sollen typische Belastungssituationen eines Kolbens abgedeckt werden. Ziel der experimentellen Untersuchungen ist es nicht, vollständige Werkstoffwöhlerkurven bzw. Anrisskennlinien für unterschiedliche Temperaturen zu ermitteln, sondern das mikrostrukturelle Ermüdungsschädigungsverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur und Lasthöhe zu beschreiben. Auf der Basis der beobachteten Ermüdungsme-

chanismen wird die Anwendbarkeit des vorgestellten Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells für die Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 untersucht.

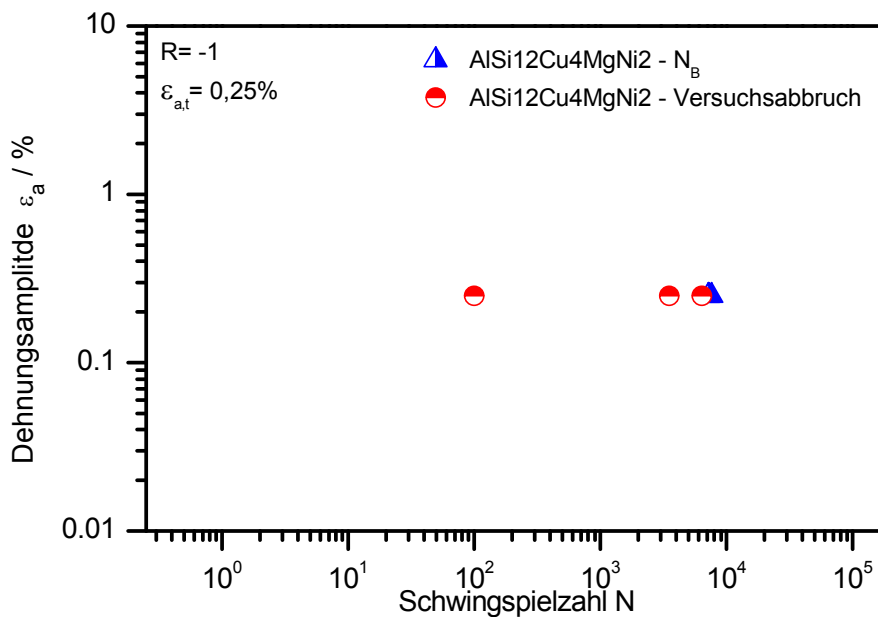
### 5.3 Untersuchungen bei Raumtemperatur

Die Untersuchungen bei Raumtemperatur werden dehnungskontrolliert mit einer Totaldehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t} = \pm 0,25\%$  und spannungskontrolliert mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 80$  MPa bei einem Spannungs- bzw. Dehnungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt.

#### 5.3.1 Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei Raumtemperatur

Eine Übersicht der vorgenommenen Untersuchungen im LCF-Bereich bei Raumtemperatur ist Tabelle 12 zu entnehmen. Eine Zusammenstellung der sukzessiv geprüften Proben ist im Anhang aufgeführt.

Die Versuche LCF-RT-01 und LCF-RT-02 dienen zur Ermittlung der Anriss- bzw. Bruchlastspielzahl bei einer Totaldehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t} = \pm 0,25\%$  und Raumtemperatur. Eine aussagekräftige Anrisslastspielzahl, bezogen beispielsweise auf einen Lastabfall von 20%, kann aufgrund des sofort nach erfolgtem Anriss eintretenden Versagens der Probe nicht ermittelt werden. Als Bruchlastspielzahl von AlSi12Cu4MgNi2 für die gegebene Belastung wird als Mittelwert der beiden Versuche  $N_B = 7180$  Lastwechsel (LW) ermittelt. Die Bruchlastspielzahl entspricht der erwarteten postulierten Lebensdauer [101].



Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\epsilon_{a,t}$	Bruchlastspielzahl $N_B$
LCF-RT-01	RT	$\pm 0,25\%$	7.240
LCF-RT-02	RT	$\pm 0,25\%$	7.120
LCF-RT-03	RT	$\pm 0,25\%$	3.500 <sup>1</sup>
LCF-RT-04	RT	$\pm 0,25\%$	100 <sup>1</sup>
LCF-RT-05	RT	$\pm 0,25\%$	7.606 <sup>2</sup>
LCF-RT-06	RT	$\pm 0,25\%$	6.335 <sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>: Versuch abgebrochen    <sup>2</sup>: Probe sukzessiv geprüft

Tabelle 12: LCF-Versuche (dehnungskontrolliert) bei Raumtemperatur

Darstellungen der Hysterese des Versuches LCF-RT-01 bei unterschiedlichen Lastwechselzahlen zeigt Bild 71. Die Fläche der Hysterese ist ein Maß für die dissipierte Energie des jeweiligen Schwingspiels. Ver- oder Entfestigungsvorgänge können bei dieser Beanspruchung nicht festgestellt werden. Darüber hinaus kann die Qualität der dehnungskontrollierten Versuchsdurchführung durch das jeweilige eindeutige Erreichen der angestrebten Totaldehnungen von  $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,25\%$  gezeigt werden. Neben einer über der Lastspielzahl nahezu konstanten betragsmäßigen Ober- und Unterspannung ist kein Lastabfall vor Erreichen der Bruchlastspielzahl von  $N_B = 7240$  LW festzustellen.

An den Bruchstücken der Probe LCF-RT-01 werden rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zur Detektion des Ortes des Bruchausgangs und zur Analyse der Bruchflächen durchgeführt.

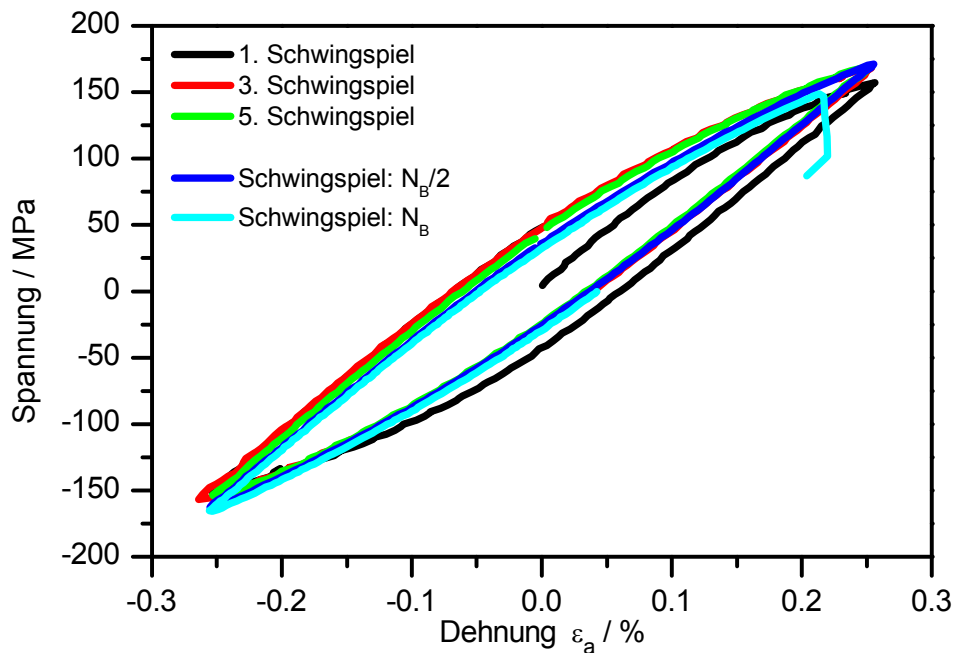
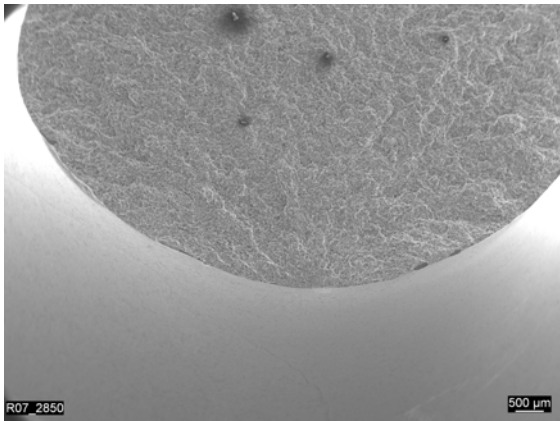
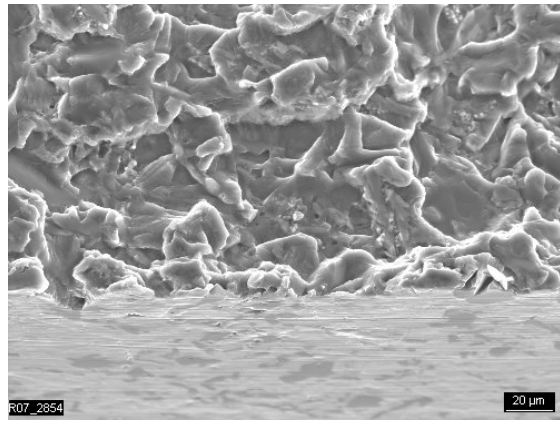


Bild 71: Hysterese-Schleifen der Probe LCF-RT-01 bei unterschiedlichen Lastspielzahlen – kein Auftreten von Ver- bzw. Entfestigungsvorgängen

Bild 72 zeigt eine makroskopische Aufnahme der Bruch- und Teilmantelfläche der Probe LCF-RT-01. Anhand der sich von einem Punkt ausbreitenden Bruchflächenstruktur kann der Ort der Rissinitiierung festgestellt werden. Bild 73 zeigt eine Detailaufnahme des Ortes des Bruchausgangs, der mikrostrukturell in Bezug zu einem gebrochenen Siliziumkristall gestellt werden kann.

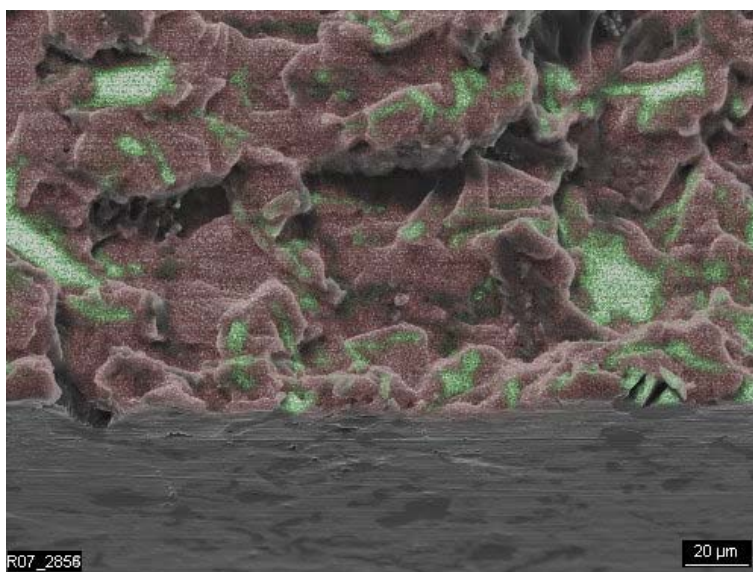


**Bild 72:** REM-Aufnahme: Bruchausgang Probe LCF-RT-01



**Bild 73:** Detailaufnahme des Bruchausgangs der Probe LCF-RT-01

Eine Sichtprüfung der Bruchflächen weist kein eindeutiges Ergebnis auf. Bei duktilen Materialien wie Reinaluminium oder auch bei austenitischem Stahl wird angenommen, dass die Bruchfläche in die Bereiche Ermüdungsbruch (nach erfolgtem Anriss) und Restgewaltbruch (spröde) unterteilt werden kann. Indizien für eine Ermüdungsbruchfläche sind Schwingstreifen oder Rastlinien, welche hier aufgrund der wechselnden Beanspruchung und dem damit verbundenen „Verschmieren“ der Bruchflächen schon aufgrund der Versuchsbedingung nur erschwert festgestellt werden können. Das Ergebnis stimmt mit dem experimentellen Befund überein, dass sich kein signifikanter Lastabfall nach Anrissbildung einstellt, sondern ein sofortiges Versagen der Probe auftritt. Die Bruchfläche zeigt aber keine typische, reine Sprödbbruchcharakteristik, welche aufgrund des sprödbbruchtypischen transkristallinen Bruchverlaufs kristallines Aussehen aufweisen müsste. Zu erkennen ist, dass sich kristalline Bereiche mit Bereichen duktiler Wabencharakteristik abwechseln. Zur Analyse mikrostruktureller Parameter und zur Analyse des eingeschlagenen Bruchpfades werden mittels gerasterten EDX-Analysen Elementverteilungskarten der Bruchfläche im Bereich des Initiierungsortes erstellt. Verteilungskarten der Elemente Aluminium, Silizium, Magnesium und Nickel sind für den Bruchflächenausschnitt im Anhang aufgeführt.



**Bild 74:** Kombinierte Darstellung der Elementverteilung der Bruchfläche der Probe LCF-RT-01 (rot – Aluminium, grün – Silizium) – EDX-Analyse

Einen Überblick der Elementverteilungen der Bruchfläche mit dem Fokus auf Aluminium zur Detektion der Matrixphase und Silizium zur Detektion der Siliziumkristalle zeigt **Bild 74**. Be-

reiche hoher Aluminiumkonzentration sind rot, Bereiche hoher Siliziumkonzentration grün eingefärbt. Nicht eingefärbte Bereiche stellen hohe Konzentrationen von Elementen dar, welche intermetallische Phasen (CuNi-Aluminide,  $Mg_2Si$ , ...) bilden. Dies kann durch eine Rückstreuielektronenaufnahme bestätigt werden, siehe Bild 75.

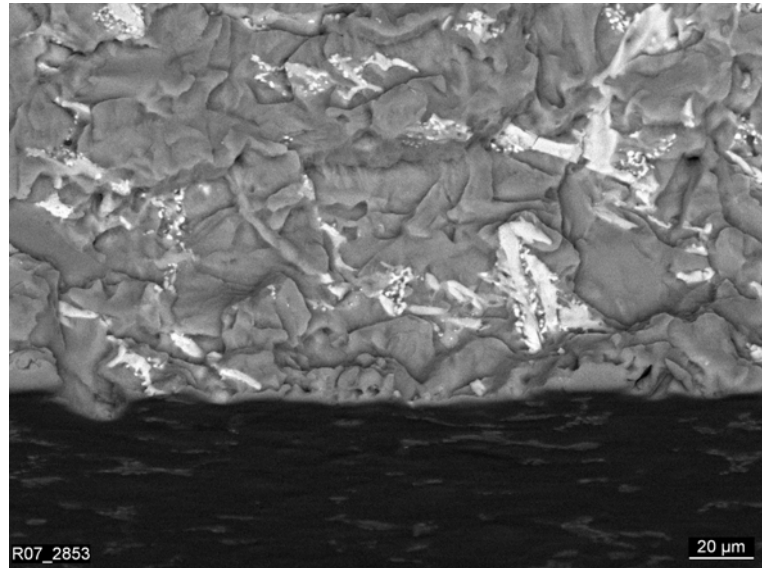
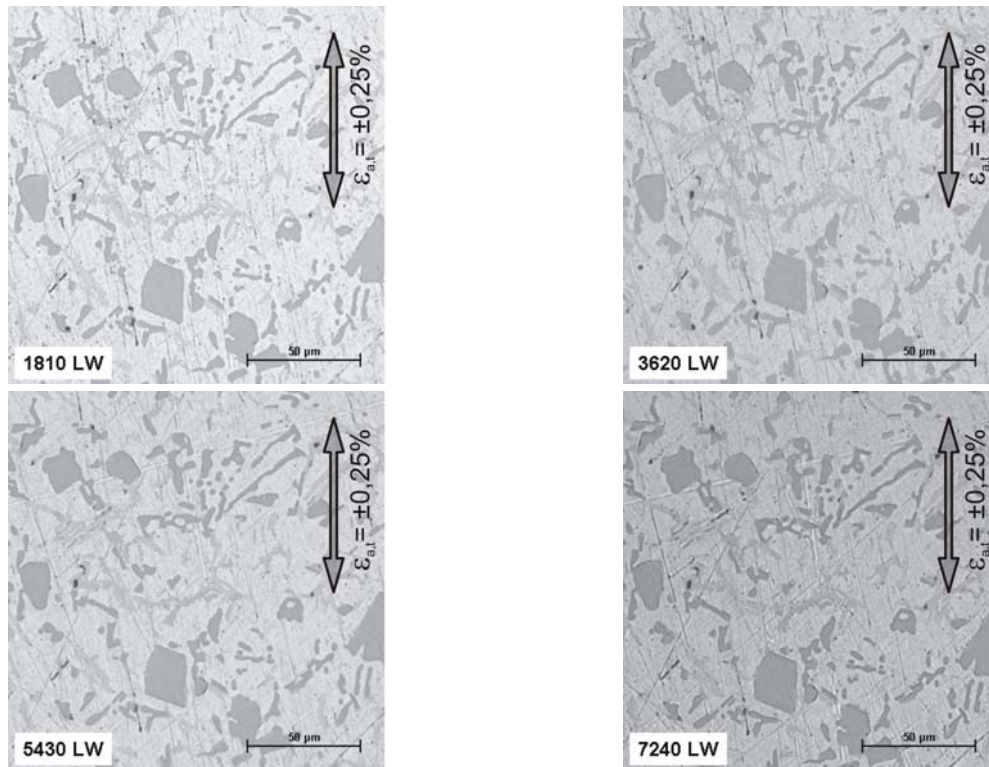


Bild 75: Rückstreuielektronenaufnahme zur Darstellung des Materialkontrasts – Identifikation intermetallischer Phasen

Der Kontrast zwischen Aluminium und Silizium ist hierbei aufgrund benachbarter Ordnungszahlen nur schwach ausgeprägt – intermetallische Phasen können dagegen mit starkem Kontrast aufgenommen werden.

Ein Vergleich zwischen den Phasenanteilen an metallografischen Schliffen und den dokumentierten Bruchflächen zeigt keine Favorisierung von Siliziumkristallen, aluminiumreicher Matrix oder intermetallischen Phasen. Siliziumkristalle werden durch den Bruchvorgang transkristallin geschnitten. Ein in der Literatur beschriebenes Sprungverhalten von Siliziumkristall zu Siliziumkristall mit Dekohäsion oder Bruch des risspfaddeterminierenden Kristalls kann nicht festgestellt werden. Das Sprungverhalten setzt aber Ermüdungsrisswachstum voraus, beschreibbar beispielsweise durch die Paris-Beziehung.

Zur Dokumentation der Evolution der Ermüdungsschädigung werden sukzessiv geprüfte Proben verwendet, welche durch Ausbau lichtmikroskopisch oder im eingebauten Zustand mittels Replikaabdrücken untersucht werden können. Die direkte Applikation eines mobilen Lichtmikroskops an der Prüfmaschine kann aus versuchstechnischen Gründen nicht realisiert werden.



**Bild 76:** Lichtmikroskopische Mantelflächendokumentation möglicher Ermüdungsschädigungsentwicklung bei steigenden Lastwechselzahlen

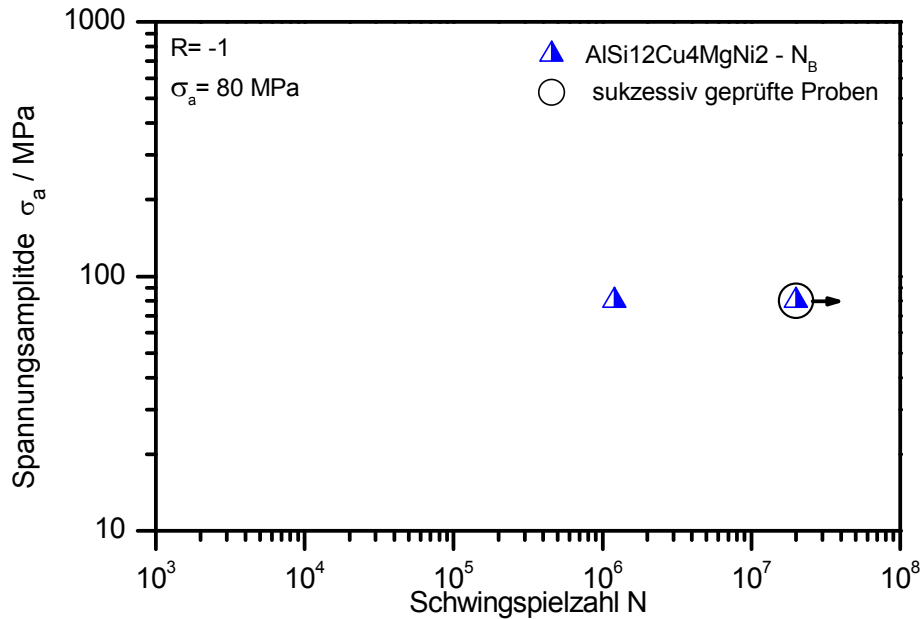
**Bild 76** zeigt charakteristische lichtmikroskopische Aufnahmen eines Mantelflächenausschnitts der Probe LCF-RT-05 bei steigenden Lastwechselzahlen. Anzeichen von Ermüdungsschädigung an der Probenoberfläche können nicht festgestellt werden. Eine aufwendige systematische Überprüfung der gesamten Mantelfläche der Probe weist keine lichtmikroskopisch feststellbaren Anzeichen von Ermüdungsschädigung auf. Die sukzessiv geprüfte Probe LCF-RT-06, bei welcher die Mantelfläche mittels Replikaabdrücken dokumentiert wurde, bestätigt dieses Ergebnis.

Zusammenfassend lässt sich das Versagen der Proben bei Raumtemperatur und einer Totaldehnungsamplitude von  $\epsilon_{a,t} = \pm 0,25\%$  als Gewaltbruch ohne signifikanten Ermüdungsrisanteil beschreiben. Ver- bzw. Entfestigung wird nicht beobachtet. Die Anrisslastspielzahl ist gleich der Bruchlastspielzahl. Ein zur Bestimmung der Anrisslastspielzahl  $N_A$  notwendiger Lastabfall vor Versagen der Probe kann nicht festgestellt werden.

Das Versagen wird durch den Bruch eines einzelnen Siliziumkristalls ausgelöst. Anzeichen von Ermüdungsschädigung an der Probenoberfläche in Form von initiierten und wachsenden Mikrorissen an Siliziumkristallen, intermetallischen Phasen oder Gleitstufen in der Matrix, wie sie bei den Vorversuchen bei einer Prüftemperatur von  $T=300^\circ\text{C}$  festgestellt werden konnten, können bei allen untersuchten Proben nicht nachgewiesen werden.

### 5.3.2 Untersuchungen im High-Cycle-Fatigue-Bereich bei Raumtemperatur

Eine Übersicht der vorgenommenen Untersuchungen ist in Tabelle 13 dargestellt. Eine Zusammenstellung der sukzessiv geprüften Proben ist im Anhang aufgeführt.

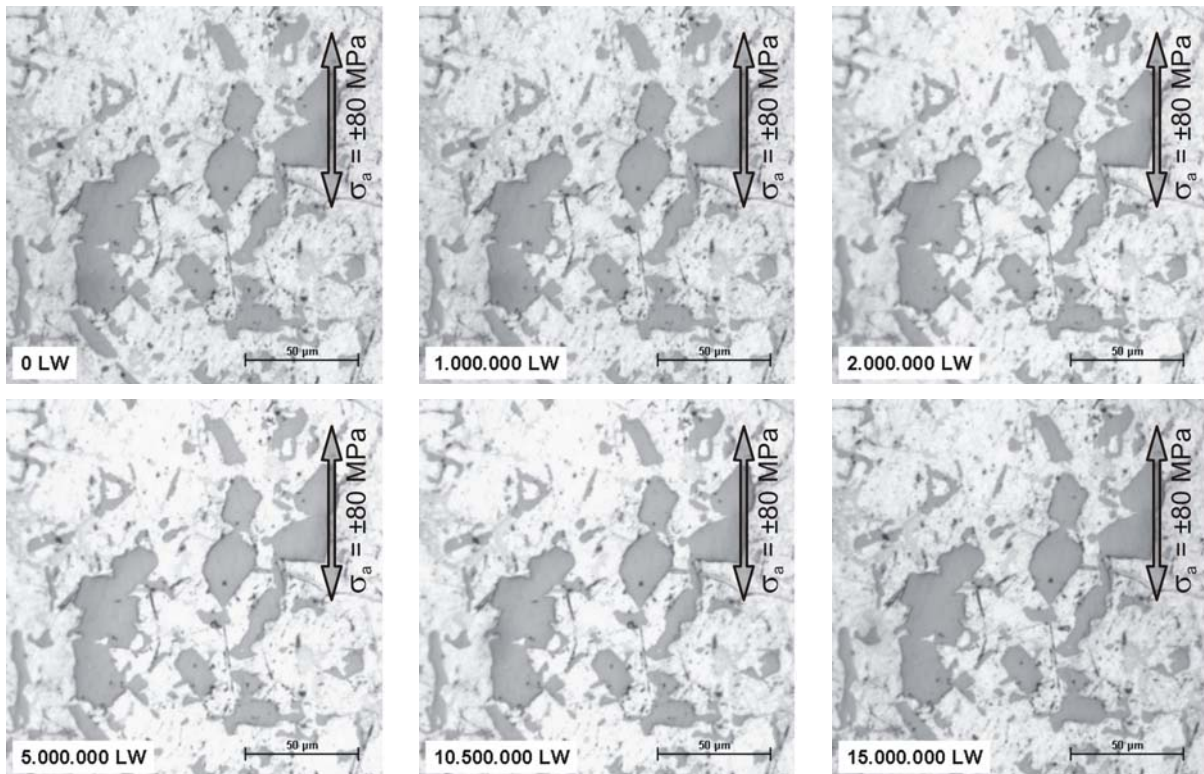


Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Bruchlastspielzahl
HCF-RT-01	RT	$\pm 80$ MPa	1.203.162
HCF-RT-02	RT	$\pm 80$ MPa	20.000.000 <sup>1</sup>

<sup>1</sup>: Versuch abgebrochen

**Tabelle 13:** HCF-Versuche (spannungskontrolliert) bei Raumtemperatur

Zur Ermittlung der Bruchlastspielzahl wird die Probe HCF-RT-01 bis zum Bruch mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 80$  MPa rein wechselnd ( $R = -1$ ) beansprucht. Als Bruchlastspielzahl wird  $N_B > 10^7$  postuliert. Aufgrund des spannungskontrollierten Prüfverfahrens kann keine Anrisslastspielzahl ermittelt werden. Als Bruchlastspielzahl wird für die gegebene Amplitude eine Bruchlastspielzahl  $N_B = 1.203.162$  LW ermittelt. Bei der Versuchsdurchführung wurde das geforderte lineare Kraft-Verlängerungs-Verhalten mittels eines Oszilloskops kontrolliert. Makroskopisch treten wie erwartet keine plastischen Dehnungsanteile auf – die Hysteresen reduzieren sich auf Linien. Hinsichtlich des Ortes der Ermüdungsrissinitiierung kann nach Versagen wiederum ein einzelnes gebrochenes Siliziumkristall ermittelt werden. Anzeichen von Ermüdungsschädigung sind wiederum nicht nachweisbar. Es zeigen sich keine Auffälligkeiten bei der Analyse der Bruchfläche. Signifikante Unterschiede zwischen dem Ermüdungsverhalten von AlSi12Cu4MgNi2 im HCF- und LCF-Bereich können nicht festgestellt werden.



**Bild 77:** Lichtmikroskopische Mantelflächenaufnahmen zur Dokumentation der Schädigungsentwicklung der Probe HCF-RT-02 bei unterschiedlichen Lastwechselzahlen

Zur Dokumentation der Ermüdungsschädigungsevolution wird nach Applikation des beschriebenen mobilen Lichtmikroskops eine Mantellinie der HCF-Probe vollständig dokumentiert. Die Dokumentation einer Mantellinie setzt sich aus 60 Einzelbildern zusammen. Aufgrund der Verwendung von Rundzugproben können die Aufnahmen nur lokal fokussiert werden. Eine Lösungsmöglichkeit stellt die EFI-Technik (Extended Focal Imaging) dar. In einem ersten Schritt wird eine Serie von Bildern aufgenommen, wobei unterschiedliche Fokussierungen gewählt werden. Durch Überlagerung der Bilder unterschiedlicher Fokussierungen lässt sich mittels der EFI-Technik ein vergleichsweise scharfes Gesamtbild erstellen. Somit können begrenzt auch gekrümmte Bereiche der Rundproben dokumentiert werden. **Bild 77** zeigt charakteristische lichtmikroskopische Aufnahmen mit 200-facher Vergrößerung eines Mantelflächenausschnittes der Probe HCF-RT-02 bei gestuften Lastwechselzahlen.

Zu erkennen sind unförmige große Siliziumkristalle, wobei der jeweilige Siliziumkristallabstand klein ist. Nach Literaturangaben stellen „geclusterte“ Siliziumkristalle, wie hier vorliegend, potenzielle Initiierungsorte für Ermüdungsrisse dar [55][50]. Matrixbasierte Mikrorissbildung sowie Siliziumkristallschädigung in Form von Brüchen oder Dekohäsion ist nicht zu erkennen.

#### 5.4 Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen (T=200°C / T=250°C)

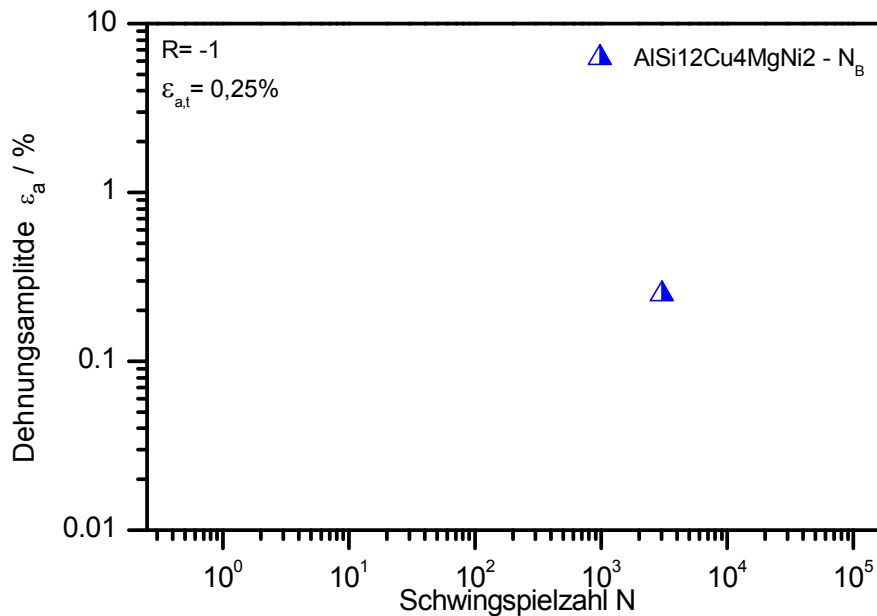
Untersuchungen bei einer Temperatur von T=200°C werden dehnungskontrolliert mit einer Totaldehnungsamplitude von  $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,25\%$  mit einem Dehnungsverhältnis von R=-1 durchgeführt. Die Prüftemperatur der spezifizierten HCF-Versuche bei T=200°C wurde vorausgehend auf die Ergebnisse des dehnungskontrollierten Versuchs auf T=250°C erhöht.

##### 5.4.1 Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei T=200°C

Eine Übersicht der vorgenommenen Untersuchungen im LCF-Bereich bei einer Prüftemperatur von T=200°C liefert Tabelle 14.



Der einzige Versuch LCF-200-01 dient zur Ermittlung der Bruchlastspielzahl sowie zur Dokumentation der Mantelflächen nach Versagen der Probe. Als Bruchlastspielzahl für die gegebene Belastung wird bei einer Prüftemperatur von  $T=200^{\circ}\text{C}$   $N_B=3.033$  LW ermittelt. Eine Anrisslastspielzahl ist nicht festzustellen.



Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\varepsilon_{a,t}$	Bruchlastspielzahl $N_B$
LCF-200-01	$200^{\circ}\text{C}$	$\pm 0,25\%$	3.033

Tabelle 14: LCF-Versuch (dehnungskontrolliert) bei  $T=200^{\circ}\text{C}$

Bild 78 zeigt Hystereseschleifen des Versuchs LCF-200-01. Es zeigen sich, wie bei den Versuchen bei Raumtemperatur und gleicher Totaldehnungsamplitude, weder signifikante Änderungen des Hysteresenverlaufs noch der dissipierten Energie pro Schwingspiel.

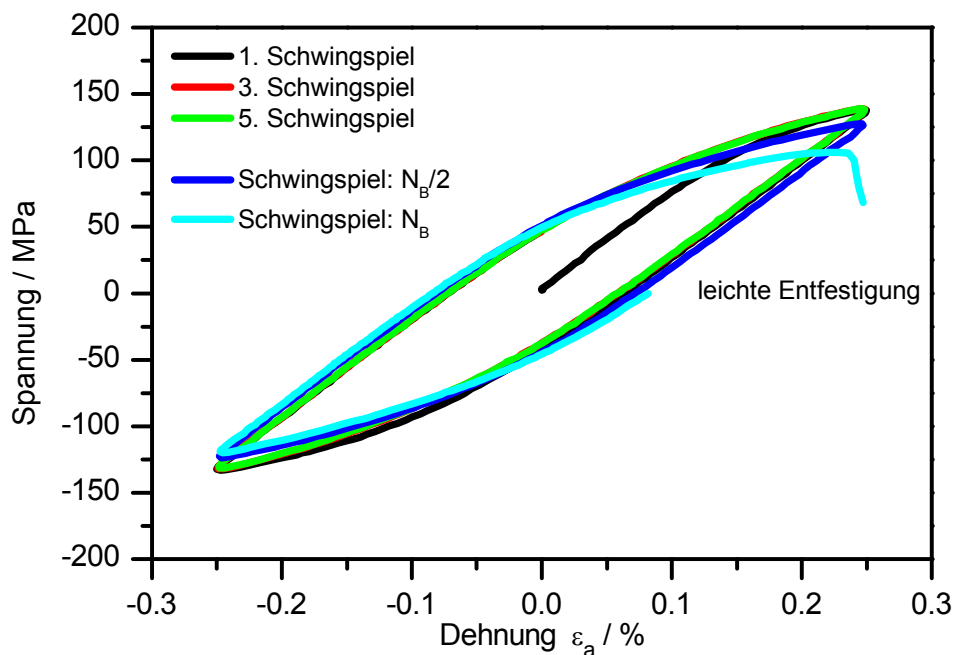
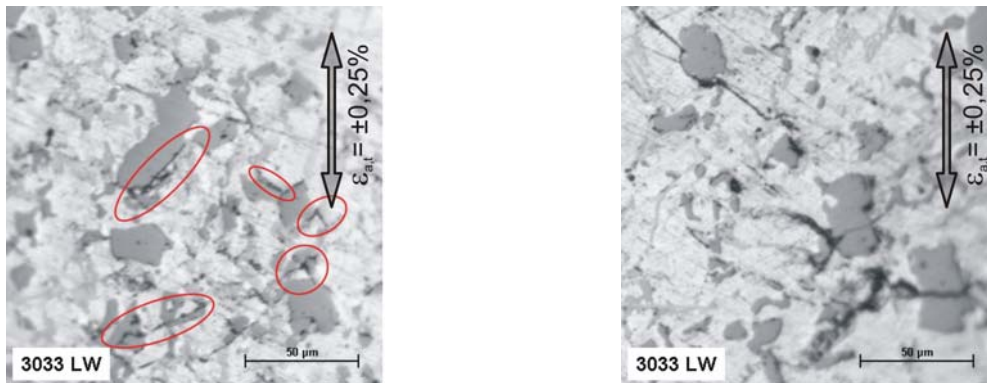


Bild 78: Hysterese-Schleifen der Probe LCF-200-01 bei unterschiedlichen Lastspielzahlen – minimales Entfestigungsverhalten

Die Spitzenwerte der Spannungen (Ober- und Unterspannung des dehnungskontrollierten Versuchs) beschreiben dabei ein leicht entfestigendes Verhalten.

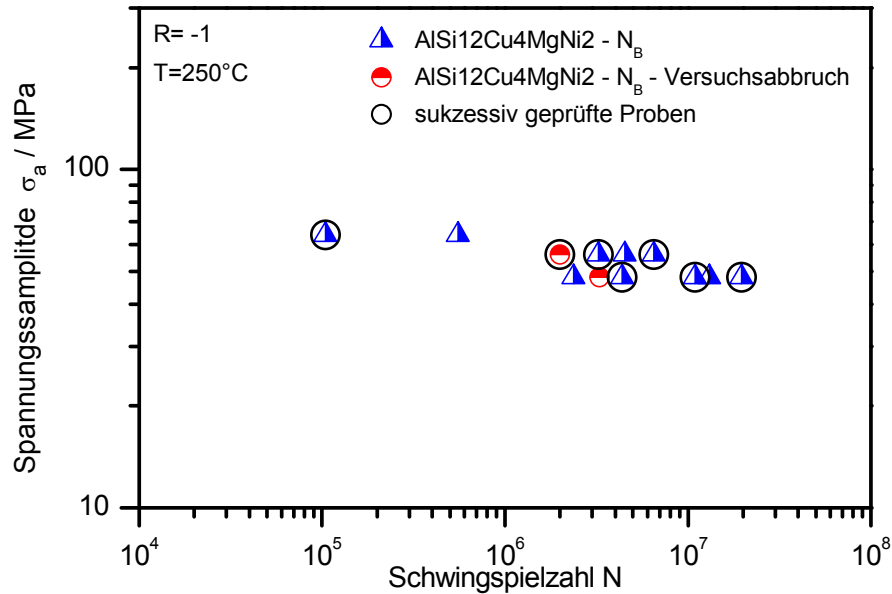


**Bild 79:** Lichtmikroskopische Mantelflächenaufnahmen der Probe LCF-200-01

Die Bruchfläche der Probe LCF-200-01 weist wiederum keinen Ermüdungsbruchanteil auf. Eine Phasenpräferenz des Risspfades kann nicht festgestellt werden. Licht- und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen an den Mantelflächen der gebrochenen Probe weisen weder Ermüdungsrissnetzwerke noch eine ausgeprägte Schädigung von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen in Form von Dekohäsion oder Bruch auf. Als Versagensinitiierungsort kann wie bei den LCF-Untersuchungen bei RT ein gebrochenes Siliziumkristall ermittelt werden. Bei der Analyse der Mantelflächen können in direkter Nähe zum Ort des Versagens Anzeichen von lokaler Ermüdungsschädigung in Form von Grenzflächenrissen und Siliziumkristallbrüchen erkannt werden, siehe Bild 79. Anzeichen von Ablösung der Phasengrenzfläche Siliziumkristall-Matrix und vereinzelte Brüche von Siliziumkristallen sind lokal äußerst begrenzt und nicht homogen über die Mantelfläche der Probe verteilt. Darüber hinaus ist nicht auszuschließen, dass die gezeigten Oberflächenschädigungsformen durch den Bruchvorgang ausgelöst werden.

### 5.4.2 Untersuchungen im High-Cycle-Fatigue-Bereich bei T=250°C

Alle Versuchsdurchführungen bei T=250°C sind HCF-Untersuchungen. Die Erhöhung der Prüftemperatur von ursprünglich T=200°C auf T=250°C begründet sich in dem Ausbleiben signifikanter und quantifizierbarer Ermüdungsschädigung an der Probenoberfläche bei Raumtemperatur und T=200°C. Durch die angehobene Prüftemperatur wird ein Schädigungsverhalten gemäß den Vorversuchen erwartet.



Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Bruchlastspielzahl
HCF-250-01	250°C	±56 MPa	4.513.020
HCF-250-02	250°C	±56 MPa	2.000.000 <sup>1,2</sup>
HCF-250-03	250°C	±56 MPa	6.534.573 <sup>2</sup>
HCF-250-04	250°C	±56 MPa	3.240.192 <sup>2</sup>
HCF-250-05	250°C	±64 MPa	553.000
HCF-250-06	250°C	±64 MPa	104.119 <sup>2</sup>
HCF-250-07	250°C	±48 MPa	2.372.089
HCF-250-08	250°C	±48 MPa	13.093.800
HCF-250-09	250°C	±48 MPa	4.378.500 <sup>2</sup>
HCF-250-10	250°C	±48 MPa	3.288.564 <sup>1,2</sup>
HCF-250-11	250°C	±48 MPa	19.599.070 <sup>2</sup>
HCF-250-12	250°C	±48 MPa	10.974.915 <sup>2</sup>

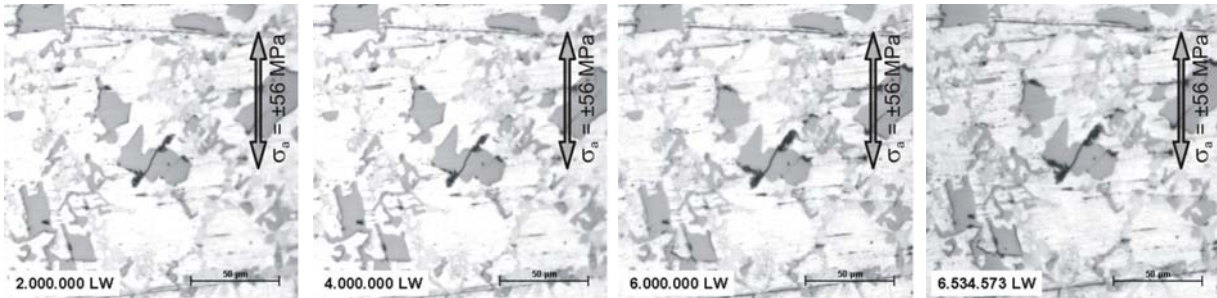
<sup>1</sup>: Versuch abgebrochen    <sup>2</sup>: sukzessiv geprüft

Tabelle 15: HCF-Versuche (spannungskontrolliert) bei T=250°C

Eine Übersicht der spannungskontrollierten Schwingversuche bei T=250°C ist in Tabelle 15 dargestellt. Eine Zusammenstellung der sukzessiv geprüften Proben ist im Anhang aufgeführt.

Zur Ermittlung der Bruchlastspielzahl bei einer rein wechselnden Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 56$  MPa wird die Probe HCF-250-01 bis Bruch belastet. Die Bruchlastspielzahl beträgt  $N_B = 4.513.020$  LW. Das mittels Oszilloskop aufgezeichnete integrale Spannungs-Dehnungsverhalten beschreibt einen linearen Kraft-Verlängerungs-Verlauf. Mit der ermittelten Bruchlastspielzahl wird die Forderung nach  $N_B > 10^7$  LW nicht erfüllt. Auf die Verifikation der Bruchlastspielzahl durch weitere Versuche ohne Unterbrechung zur Dokumentation der Mantelfläche wird verzichtet. Unter der Voraussetzung langsamer Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten zum Erreichen der Prüftemperatur kann trotz Unterbrechungen des Versuchs die Bruchlastspielzahl aus den sukzessiv gefahrenen Versuchen ermittelt werden. Eine Redukti-

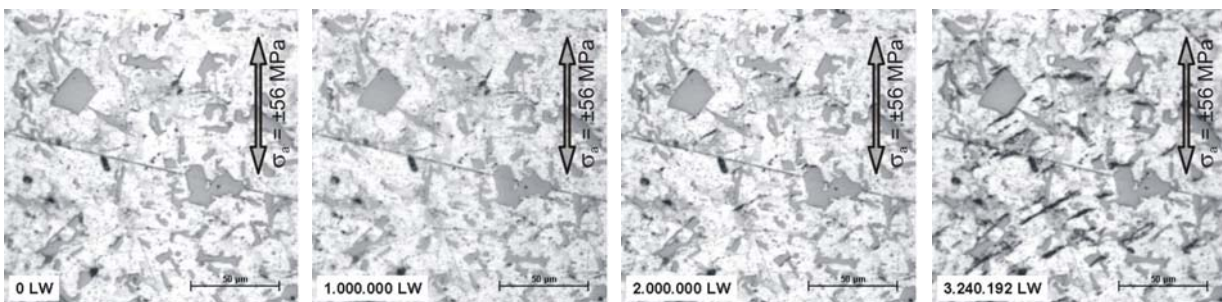
on der Lebensdauer aufgrund der Abkühl- und Aufheizvorgänge, wie von Joyce et al. in [43] beschrieben, kann vorausgreifend auf die Ergebnisse durch das vorgenommene langsame Aufheizen und Abkühlen aber nicht festgestellt werden.



**Bild 80:** Lichtmikroskopische Mantelflächenaufnahmen zur Dokumentation der Schädigungsevolution bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T=250^\circ\text{C}$  - HCF-250-03

Um die Schädigungsevolution – die Entwicklung von Mikrorissen und Schädigung der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen - an der Werkstoffoberfläche beschreiben zu können, werden alle sukzessiv geprüften Proben nach definierter Lastspielzahl mittels des mobilen Lichtmikroskops an einer Mantellinie ausführlich dokumentiert. Die hier exemplarisch gezeigten Aufnahmen an der Probenoberfläche zeigen beanspruchungshöhenspezifische charakteristische Ermüdungsschädigungsformen.

Die in **Bild 80** abgebildete Serie zeigt einen charakteristischen Oberflächenausschnitt der Probe HCF-250-03 (Bruchlastspielzahl  $N_B=6.534.573$  LW). Nach dem ersten Belastungsschritt von 2.000.000 LW sind ausschließlich große Siliziumkristalle zumeist durch Bruch geschädigt. Kleine abgerundete Siliziumkristalle sowie intermetallische Phasen weisen keine Ermüdungsschädigungsanzeichen auf. Bei Vergleichen mit Aufnahmen bei höheren Schwingungsspielzahlen lässt sich keine signifikante Oberflächenschädigungsevolution nachweisen. Bestehende Risse aus Brüchen der Siliziumkristalle werden durch die duktile Matrix gestoppt. Ein Oberflächenrisswachstum von Siliziumkristall zu Siliziumkristall ist nicht zu erkennen.

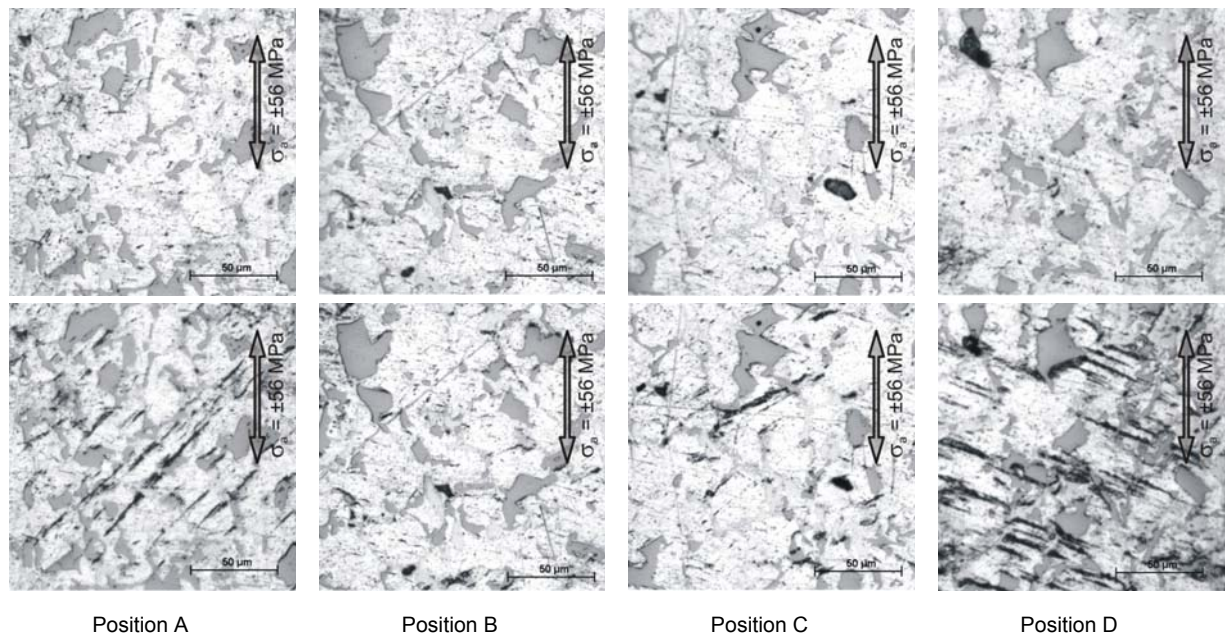


**Bild 81:** Charakteristische Mantelflächenaufnahmen zur Dokumentation der Schädigungsevolution bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T=250^\circ\text{C}$  - HCF-250-04

Probe HCF-250-04 wird ebenfalls bei  $T=250^\circ\text{C}$  und einer Amplitude von  $\sigma_a = \pm 56$  MPa zyklisch sukzessiv geprüft (Bruchlastspielzahl  $N_B=3.240.192$  LW). Die Intervalle zur sukzessiven Dokumentation der Mantelfläche wurden hinsichtlich der vergleichsweise kurzen Bruchlastspielzahl reduziert. Eine lichtmikroskopische Dokumentation der Mantelfläche zeigt **Bild 81**. Mikrorissinitiiierung beobachtet man an den Phasengrenzen zwischen Matrixbereich und Siliziumkristallen. Risswachstum in die Matrixphase schließt sich der Mikrorissinitiiierung am Phasenübergang an. Dabei bildet sich kein Einzelriss, sondern ein Rissnetzwerk aus. Diese Mikrorisse zeichnen sich durch eine hohe Dichte bei vergleichsweise kurzer Länge aus. Die Bildung dieser Mikrorissfelder ist kein lokales Phänomen – sie sind aber auch nicht homogen

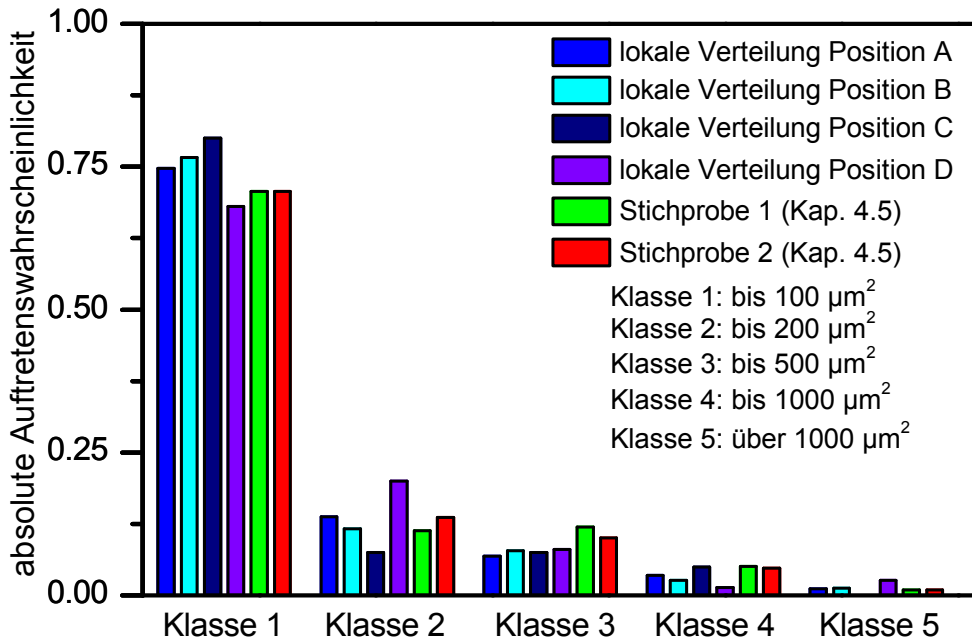
über die Mantelfläche verteilt. Die aus zusammengesetzten Einzelaufnahmen erstellten Übersichtsbilder des komplett dokumentierten Mantelflächenbereichs zeigen, dass sich lokale Bereiche hoher Mikrorissdichte mit Bereichen ausbleibender Mikrorissinitiierung und -wachstum unregelmäßig abwechseln.

**Bild 82** zeigt Mantelflächenaufnahmen im Einbauzustand. Die gezeigten Ausschnitte auf der entsprechenden Mantellinie sind mit einem Abstand von je 400  $\mu\text{m}$  aufgenommen worden. Neben Verunreinigungen (sichtbar als dunkle Flecken) sind keine Anzeichen von Vorschädigungen zu erkennen. Hinsichtlich der lokalen Mikrostruktur sind lichtmikroskopisch keine Besonderheiten festzustellen. Bei einer Analyse der Größenverteilung der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen fällt auf, dass diese im jeweiligen Untersuchungsausschnitt keine große Abweichung gegenüber der Referenzverteilung aufweisen, aber durchaus in engen Grenzen lokal variieren, siehe **Bild 83**.



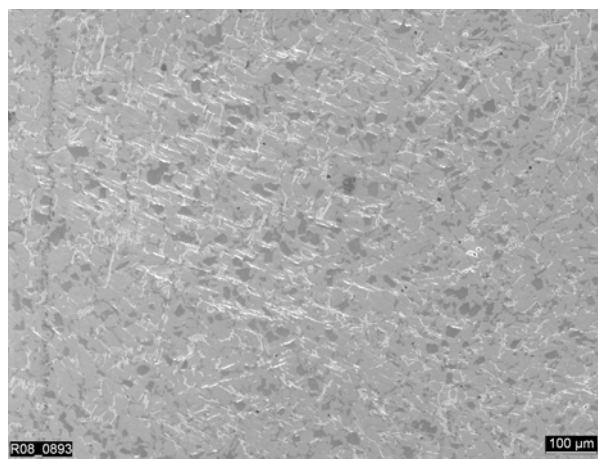
**Bild 82:** Lichtmikroskopische Mantelflächenaufnahmen im Einbauzustand und nach Versagen der Probe (Position A bis Position D) – HCF-250-04

Nach Versagen der entsprechenden Probe bei einer Schwingenspielzahl von  $N_B=3.240.192$  LW weisen die abgebildeten Mantelflächenausschnitte Ermüdungsschädigungsanzeichen auf. Deutlich wird dabei, dass nicht alle Ausschnitte die gleiche Intensität an Mikrorissen aufweisen. Auffallend ist dabei, dass Größenverteilungen von Siliziumkristallen, wie sie Position A und Position D aufweisen, die Ausbildung von an den Phasenübergängen initiierenden Mikrorissen begünstigen. Die lokale Initiierung ist dabei aber unabhängig von der jeweiligen Siliziumkristallgröße.



**Bild 83:** Flächeninhaltsverteilung (Probenoberfläche) der Siliziumkristalle der beispielhaft gezeigten Mantelflächenausschnitte aus Bild 82, Position A bis Position D

Die gezeigten Mikrorissfelder weisen jeweils eine feldtypische Orientierung von zumeist  $\pm 45^\circ$  zur Belastungsrichtung auf. Bei den Abmessungen der Mikrorissfelder (Bereiche mit Mikrorissen identischer Orientierung) ist festzustellen, dass die ermittelte Korngrößenverteilung mit einem durchschnittlichen Korndurchmesser von  $600 \mu\text{m}$  den Abmessungen der dokumentierten Mikrorissfelder entspricht. Auch die lokal identische Orientierung der Mikrorisse legt die Vermutung nahe, dass die Korngröße das mikrostrukturelle Maß für die Mikrorissfelder an der Probenoberfläche darstellt und die lokale Kornorientierung die Wachstumsrichtung der Mikrorisse bestimmt. Ermüdungsschädigung in Form von Brüchen kann nur in Einzelfällen beobachtet werden.



**Bild 84:** Rasterelektronenmikroskopische Makroaufnahme eines charakteristischen lokalen Mikrorissfeldes ( $\sigma_a = \pm 56 \text{ MPa}$ ,  $T = 250^\circ\text{C}$ ,  $R = -1$ ,  $N = N_B$ )

**Bild 84** zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Makroaufnahme eines lokalen Mikrorissfeldes. Der Orientierungswechsel der lichtmikroskopisch als Mikrorisse identifizierten linienförmigen Anzeichen von Ermüdungsschädigung ist ebenso wie das abrupte Abbrechen der geschädigten Oberflächenbereiche deutlich zu erkennen. Die bei den lichtmikroskopischen Untersuchungen festgestellten Oberflächenschädigungen in Form von Rissnetzwerken sind

sichtbar und können über den gesamten Probenbereich verteilt gefunden werden. Während die Orientierung der Mikrorisse im linken oberen Bereich einen Winkel von ca.  $-40^\circ$  zur Belastungsrichtung aufweist, sind die Mikrorisse im unteren Bereich in einem Winkel von ca.  $+40^\circ$  orientiert. Bild 85 zeigt eine Detailaufnahme des in Bild 84 gezeigten Mikrorissfeldes. Man erkennt neben der Oberflächenmorphologie der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen linienförmige Defekte / Risse, die von einer deutlichen Materialextrusion überlagert sind. Anzeichen für ein ausgeprägtes Tiefenrisswachstum sind nicht zu erkennen.

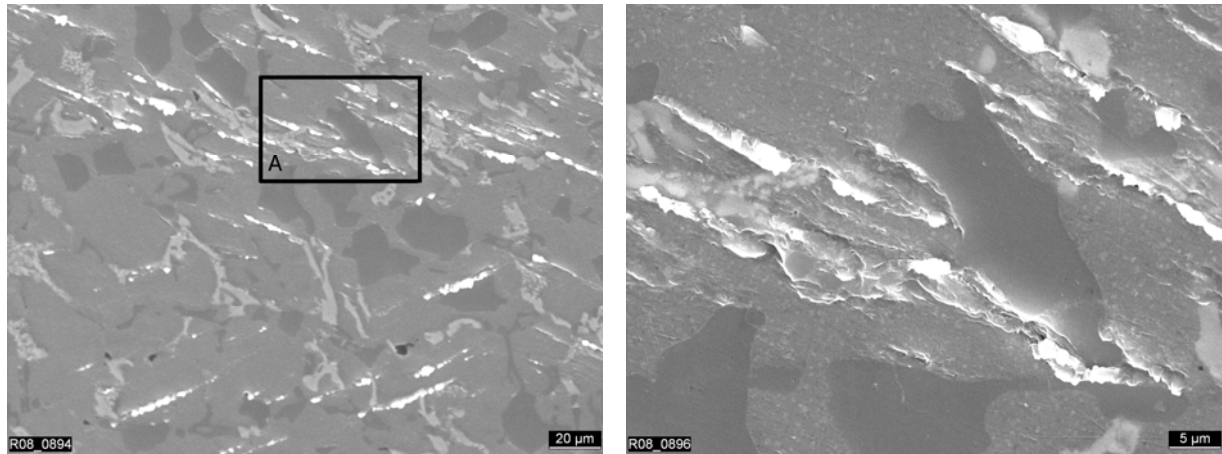


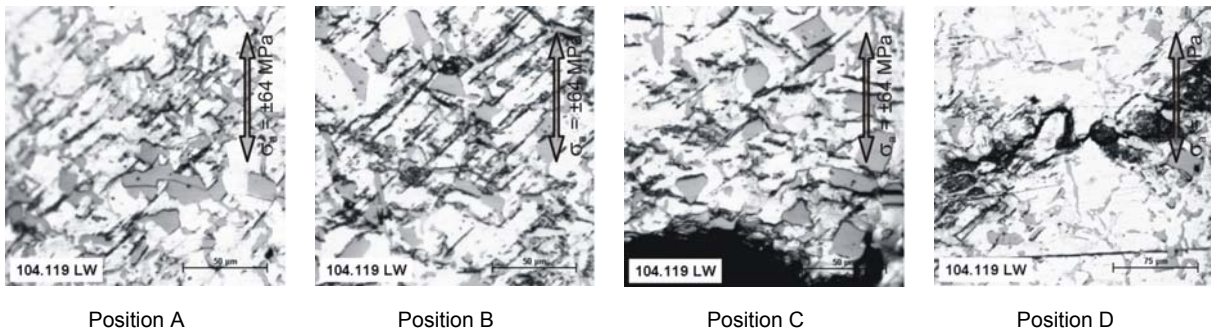
Bild 85: Rasterelektronenmikroskopische Mantelflächenaufnahmen (Makroaufnahme und Detailausschnitt A) eines charakteristischen als Mikrorissfeld identifizierten Bereichs

Die beschriebenen linienförmigen Defekte können als Extrusionen und Gleitbänder identifiziert werden. Entgegen der gängigen Modellvorstellung von Extrusions- und Intrusionsdarstellungen, welche scharf abgegrenzte Bereiche postulieren [10], wird in spezifischer Literatur bei Aluminiumlegierungen das hier gezeigte Aussehen beschrieben [28].

Eine von Baxter in [28] veröffentlichte Darstellung einer „slipband extrusion“ an der Oberfläche einer EN AW-6061-T6-Legierung (AlMg1SiCu) motiviert die Bezeichnung der linienförmigen Defekte als persistente Gleitbänder mit Extrusionen und Mikrorissbildung. Durch die Bildung von Gleitbändern wird neben dem Zusammenwirken mehrerer Phasen mit unterschiedlichen Eigenschaften eine weitere lokale Inhomogenität des untersuchten Werkstoffes AlSi12Cu4MgNi2 aktiviert. Es ist bekannt, dass aufgrund der Versetzungsdichteerhöhung im Bereich lokaler Gleitbänder diese eine weichere mechanische Charakteristik als die Umgebung aufweisen [28]. Durch die zunehmende Inhomogenität des Matrixmaterials lokalisiert sich plastische Dehnung im Bereich der Gleitbänder, welche im Zusammenwirken mit Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen Initiierungsorte für Mikrorisse darstellen.

Neben den beschriebenen Untersuchungen bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 56$  MPa werden umfangreiche Untersuchungen bei reduzierter Belastung ( $\sigma_a = \pm 48$  MPa) zum Erreichen der geforderten Bruchlastspielzahl von  $N_B > 10^7$  und Einzeluntersuchungen bei erhöhter Belastung ( $\sigma_a = \pm 64$  MPa) zur Beschreibung der lastabhängigen Intensität der Mechanismen durchgeführt.

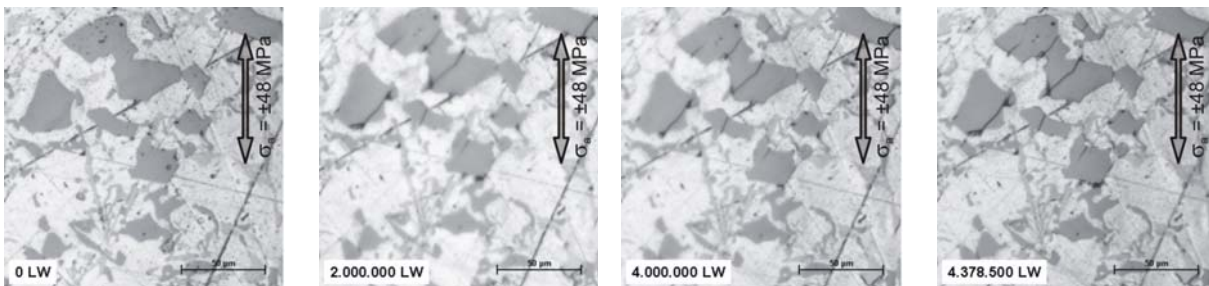
Im Vergleich zu den Untersuchungen bei niedriger Amplitude erkennt man bei der Dokumentation der Mantelflächen von Proben mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 64$  MPa eine erhöhte Quantität an Mikrorissfeldern. Nahezu die gesamte Probenoberfläche ist, gemäß der jeweiligen kornspezifischen Orientierung, mit dichten Gleitbändern, Extrusionen und Mikrorissen versehen, siehe beispielhafte Aufnahmen in Bild 86.



**Bild 86:** Charakteristische Mantelflächenaufnahmen nach Erreichen der Bruchlastspielzahl bei  $\sigma_a = \pm 64$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$  (Position A bis D) – HCF-250-06

Als Orientierung der lokalen Gleitbandfelder überwiegt die schon angesprochene  $\pm 45^\circ$ -Lage zur Belastungsrichtung. Interessant ist dabei, dass sich lokale Mikrorissfelder durch die Bildung eines vergleichsweise tiefen Einzelrisses vereinigen können, siehe Position D. Die Dokumentation dieser mikrorissfeldverbindenden Einzelrisse ist schwierig und nur in diesem Falle trotz systematischer Untersuchungen der Mantelflächen aller untersuchten Proben gelungen. Es ist anzunehmen, dass eine Vereinigung von lokalen Mikrorissfeldern in Form eines sich in den geschädigten Bereichen der Probe ausbildenden Risses das Versagen der Proben bestimmt. Ein Wachsen der an Phasenübergängen initiiierenden Gleitbändern mit lokaler Mikrorissbildung über werkstoffspezifische Barrieren hinweg, wie sie beispielsweise Korn- oder Phasengrenzen darstellen, kann nicht beobachtet werden.

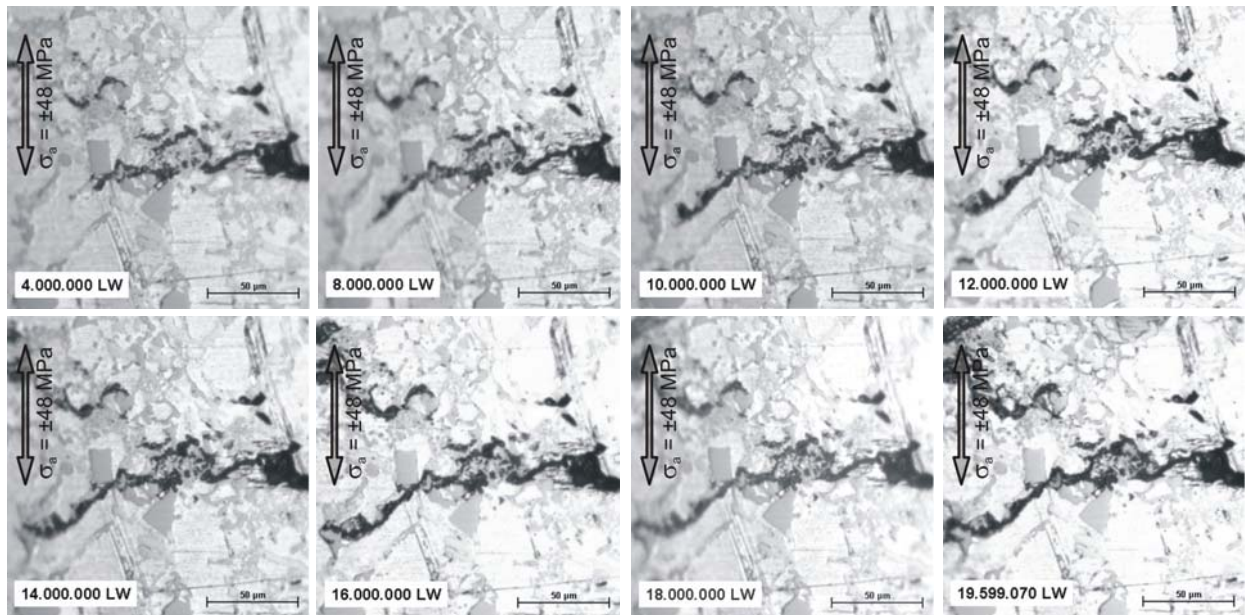
Einen charakteristischen Überblick über die Schädigungsevolution an der Probenmantelfläche bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 48$  MPa zeigt **Bild 87**.



**Bild 87:** Charakteristische Mantelflächenaufnahmen zur Beschreibung der Schädigungsevolution bei  $\sigma_a = \pm 48$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$  – HCF-250-09

Wie bei der Untersuchung mit  $\sigma_a = \pm 56$  MPa festgestellt, siehe exemplarisch Bild 80, sind nach dem ersten Belastungsintervall von 2.000.000 LW große Siliziumkristalle gebrochen. Kleine Siliziumkristalle weisen keine Ermüdungsschädigungsanzeichen auf. Bei einem Vergleich der Oberflächenschädigung bei unterschiedlichen Lastspielzahlen zeigt sich bis zum Versagen der Probe keine ausgeprägte Schädigungsevolution. Mikrorissfelder in der Matrix, die bei den Versuchen bei höheren Spannungsamplituden lokal erkannt werden können, sind weder an dokumentierter Mantellinie noch an der gesamten Probenmantelfläche sowie am Ort des Bruchausgangs, welche nach Versagen untersucht wurden, festgestellt worden. Größere Einzelrisse sind ebenfalls nicht zu erkennen. Untersuchungen der lokalen Verteilung und Orientierung der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen ergeben keine neuen Erkenntnisse.





**Bild 88:** Mantelflächendokumentation zur Beschreibung des Einzelrissswachstums bei  $\sigma_a = \pm 48 \text{ MPa}$ ,  $T = 250^\circ\text{C}$  - Mikroriss nicht versagensrelevant – HCF-250-11

Die Dokumentationsmöglichkeit der Schädigungsevolution in Form des Wachstums eines charakteristischen Einzelrisses ohne das beschriebene Vorhandensein eines lokalen Matrixrissfeldes ist bei allen Versuchen sehr begrenzt. Die Versuchsanordnung erlaubt die Dokumentation der Schädigungsevolution entlang einer Mantellinie. Durch verschiedene Positionen des mobilen Lichtmikroskops kann der dokumentierbare Bereich zwar erweitert werden – eine vollständige qualitativ hochwertige Dokumentation kann jedoch nicht gelingen. Durch den Einsatz von Replikaabdrücken kann zwar der untersuchte Bereich erweitert werden – die Qualität dieser Replikaabdrücke erlaubt aber weder Aussagen zum Ort der Rissinitiation noch zu mikrostrukturellen Aspekten des Mikrorisswachstums.

Bei lichtmikroskopischen Untersuchungen werden zwar Ermüdungsschädigungsanzeichen an Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen festgestellt – ein ausgeprägtes Mikrorisswachstum wurde aber nur in einem Einzelfall dokumentiert. Lichtmikroskopische Untersuchungen der gesamten Probenoberflächen nach Versagen belegen, dass die Bildung eines Nebenrisses eine Seltenheit darstellt. Die Anzahl der im gleichen Zeitraum initiierten und wachsenden Risse ist pro Probe auf wenige Ausnahmen beschränkt. Nur in Einzelfällen zeigen sich weitere Anzeichen von lokalen Mikrorissen mit einer Länge von  $l > 50 \mu\text{m}$ . Der verwendete Begriff „Einzelriss“ zur Beschreibung der wirkenden Ermüdungsschädigungsform ist demnach nicht nur im mikrostrukturell lokalen Maßstab, sondern auch in Bezug auf die Gesamtprobe passend.

Eine Dokumentation des Einzelrissswachstums gelingt bei der sukzessiven Analyse der Probenoberfläche eines Versuches mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 48 \text{ MPa}$ , siehe **Bild 88**. Schon nach einer Lastspielzahl von  $N = 20\% N_B$  ist ein Riss mit einer Länge von  $\sim 75 \mu\text{m}$  zu erkennen, der im Weiteren einen kontinuierlichen aber deutlich durch die lokale Mikrostruktur beeinflussten Rissverlauf zeigt. Der Rissinitiation, ausgelöst in einer Anhäufung von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen, schließt sich ein Wachstum an, welches durch mikrostrukturelle Barrieren wie Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen in seiner Wachstumsrichtung beeinflusst wird. Nachteilig zeigt sich bei der vorliegenden Dokumentation, dass die wichtige Phase der Mikrorissinitiation durch die Wahl der Stoppzahlen der sukzessiv geprüften Probe nur unzureichend abgebildet werden konnte. Der Rissverlauf in der duktilen Aluminiummatrix weist aufgrund von groben  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen ebenfalls

Anzeichen von mikrostruktureller Barrierewirkung und damit einhergehenden lokalen Richtungsänderungen auf. Neben dem beschriebenen Mikroriss bildet sich in nächster Umgebung ein zweiter Mikroriss. Ausgehend von zwei Mikrorissen, initiiert am Phasenübergang zwischen Aluminiummatrix und Siliziumkristallen, bildet sich durch die Koaleszenz dieser Risse ein stark durch die Mikrostruktur beeinflusster Einzelriss heraus. Das Wachstumsverhalten dieses Mikrorisses ist durch das Zusammenwachsen von einzelnen lokalen Mikrorissen an den Phasenübergängen bestimmt. Anzeichen von lokalen Matrixrissfeldern sind lichtmikroskopisch nicht zu erkennen.

Die entsprechende Probe versagt nach einer vergleichsweise hohen Bruchlastspielzahl von  $N_B=19.599.070$  LW. Neben der dokumentierten Einzelrisse, wie sie bei den Versuchen mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 48$  MPa bei einer Prüftemperatur von  $T=250^\circ\text{C}$  als charakteristisch für das Versagen der Probe erkannt wurden, zeigt sich wieder ein der bei höheren Amplituden dokumentierten Mikrorissfelder.

Die Aufnahmeserie in Bild 89 zeigt die Schädigungsentwicklung des entsprechenden Mikrorissfeldes an der Probenoberfläche. Aufgrund der im Vergleich zu den anderen Proben hohen Lebensdauer und der häufigen Unterbrechungen des sukzessiven Versuchs sind die Phasen der Mikrorissinitiierung und deren Wachstum deutlich als Ermüdungsschädigungsevolution zu erkennen. Nach der Mikrorissinitiierung an Siliziumkristallen wächst der Riss in kornspezifischer Orientierung in die Matrixphase. Im Vergleich zu den Untersuchungen bei einer Spannungsamplitude  $\sigma_a > 48$  MPa ist das Auftreten von Mikrorissfeldern deutlich reduziert und mit der Ausbildung von Einzelrissen überlagert.

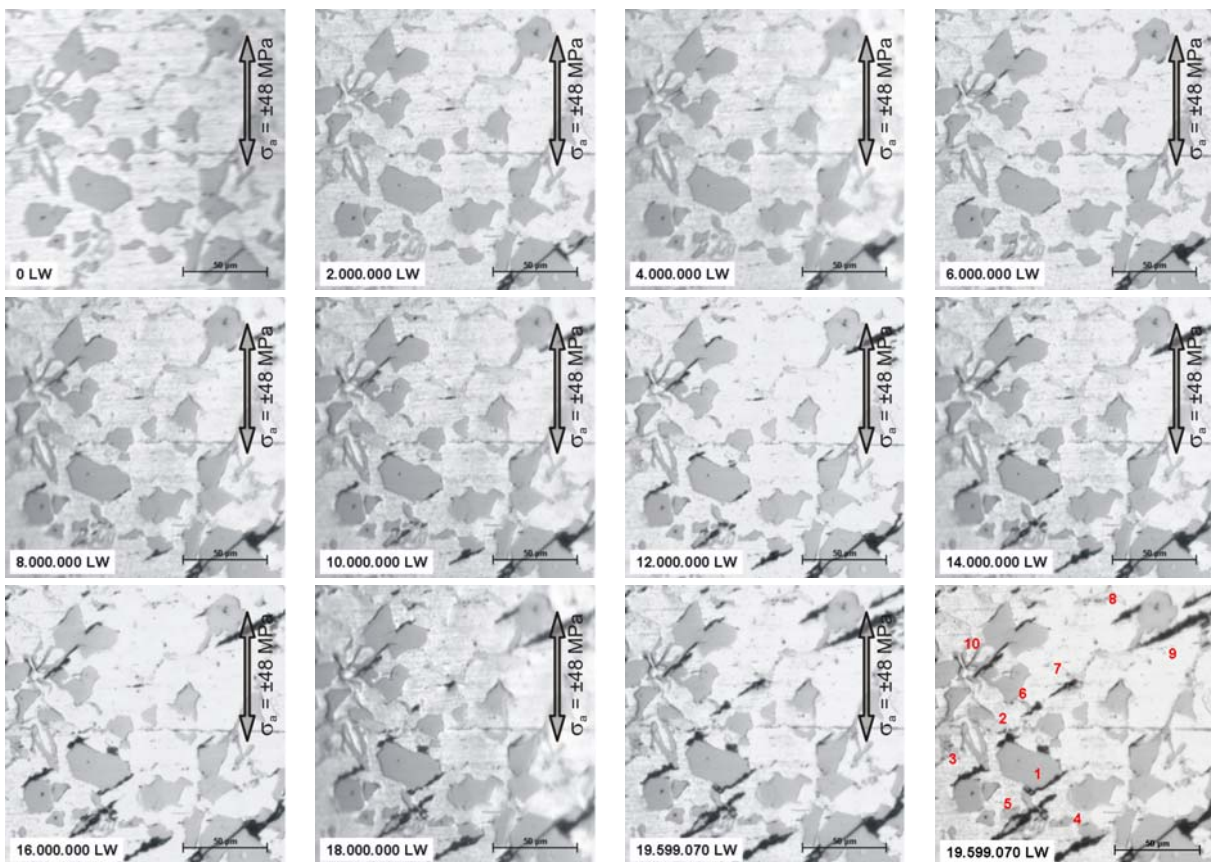
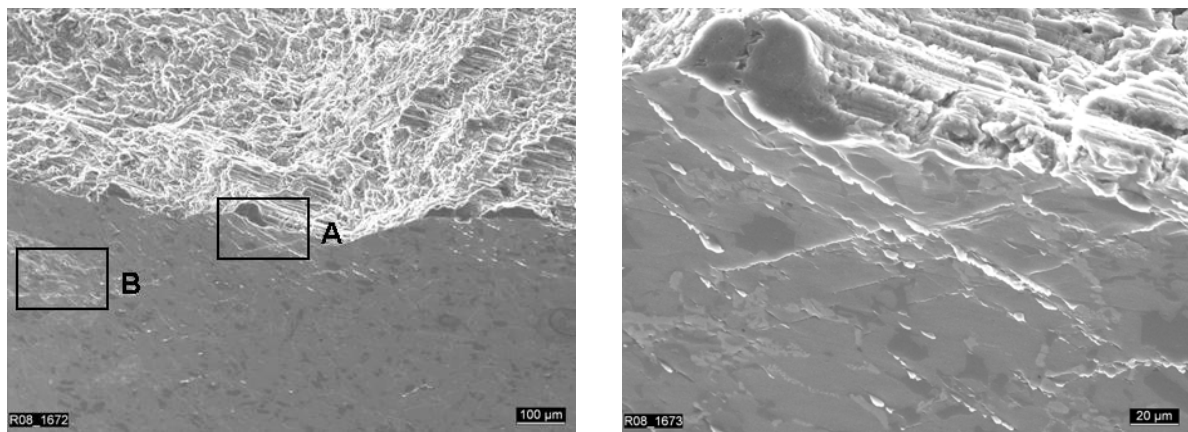


Bild 89: Mantelflächendokumentation zur Beschreibung der (untypischen) Schädigungsevolution bei  $\sigma_a = \pm 48$  MPa,  $T=250^\circ\text{C}$  – HCF-250-11

Bild 90 zeigt eine rasterelektronenmikroskopische Makro- und Detailaufnahme des Ortes des Bruchausgangs. Direkt am Ort des Bruchausgangs ist ein weiteres Mikrorissfeld gleichförmig-

ger Rissorientierung zu erkennen. Neben einem gebrochenen Siliziumkristall kann eindeutig die Existenz von Ermüdungsgleitbändern mit Extrusionen und Mikrorissen im Bruchausgangsbereich nachgewiesen werden. Weitere Brüche von Siliziumkristallen oder intermetallischen Phasen können im Nahbereich des Ortes des Bruchausgangs nicht festgestellt werden. Die Existenz von Gleitbändern am Makrorissinitiierungsort belegt, dass Mikrorissfelder schädigungs- und versagensrelevant sind. Ihre Existenz und Ausbildung kann im Gegensatz zu Brüchen von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen nicht aus dem Versagensvorgang resultieren – sie müssen definitiv vor Bruchbeginn in Wechselwirkung mit Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen entstanden sein.

Die bei höheren Spannungsamplituden gezeigte Vereinigung von einzelnen Mikrorissfeldern, vgl. Bild 86, kann zwar experimentell aufgrund der sich beschleunigenden Schädigungsevolution nicht zweifelsfrei als Versagensursache identifiziert werden, ist aber auf Basis der vorliegenden umfangreichen licht- und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen nicht unwahrscheinlich. Sicher ist jedoch, dass die durch Mikrorisse ermüdungsgeschädigten Bereiche, wie auch das Brechen einzelner Siliziumkristalle, aufgrund einer reduzierten Lastaufnahmemöglichkeit die Bildung versagensrelevanter Risse begünstigen.



**Bild 90:** Rasterelektronenmikroskopische Makro- und Detailaufnahme (Bereich A) zur Analyse des Ortes des Bruchausgangs (Ort nicht in Mantelliniendokumentation enthalten)

Über die Ausbildung und das Wachstum von Ermüdungsgleitbändern und Mikrorissen liegen in der Literatur unterschiedliche Ergebnisse und Ansätze vor. Während Mughrabi et al. bei der Untersuchung von Kupfer-Einkristallen von einem schnellen Wachstum nach Initiierung ausgehen [102], welches im weiteren Verlauf reduziert ist, haben Lee und Laird bei der Untersuchung von Aluminiumlegierungen gegensätzliche Untersuchungsergebnisse veröffentlicht [103].

Zur Beschreibung der Wachstumskinetik der auftretenden Ermüdungsgleitbänder wird der in Bild 89 gezeigte sukzessiv dokumentierte Oberflächenausschnitt herangezogen. **Bild 91** stellt exemplarisch die Länge einzelner nummerierter Gleitbänder über der jeweiligen Lastspielzahl dar. Zur Bestimmung der Gleitbandlänge werden die dokumentierten Gleitbänder lichtmikroskopisch vermessen. Eine Untersuchung der Gleitbandentwicklung, wie sie von Baxter auf der Basis eines Photoelektronenmikroskops mit fluoreszierenden Folien durchgeführt wurde [28], ist zur Bestimmung der Gleitbandlänge nicht notwendig. Die hervorragende Oberflächenpräparation ermöglicht eine direkte Analyse auf Basis der Mantelflächenaufnahmen. Das Wachstum der Gleitbänder erfolgt nach Initiierung in beide Richtungen – eine Vorzugsrichtung wird nicht festgestellt. Lokale Barrieren wie weitere Siliziumkristalle und intermetallische Phasen führen dabei zu einer deutlichen Reduktion der Wachstumsgeschwindigkeit.

keit. Bild 91 zeigt für die nummerierten Gleitbänder Nr. 1-5 die aktuelle Länge, aufgetragen über der Lastwechselzahl.

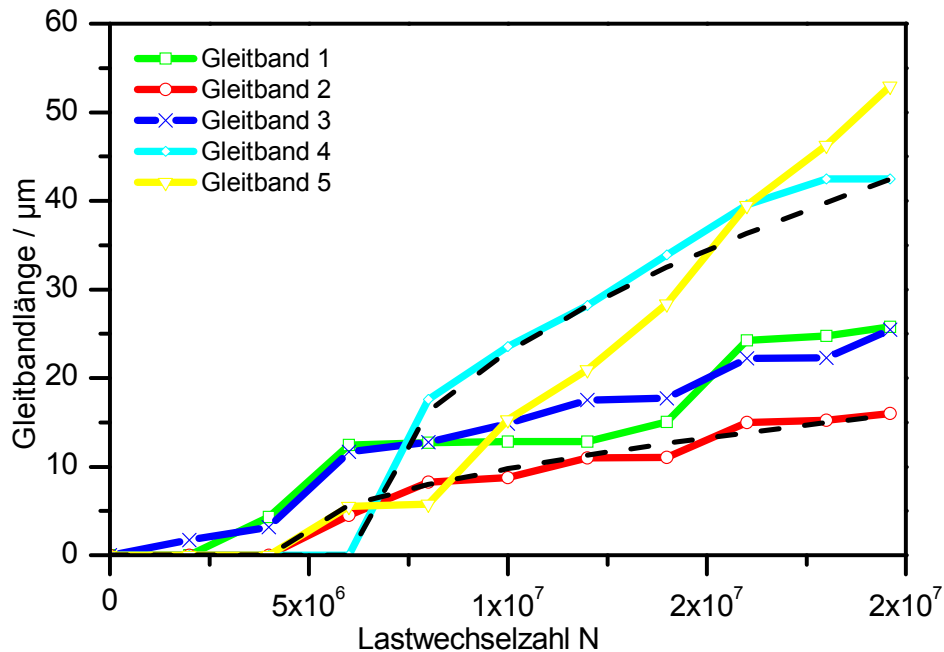


Bild 91: Wachstumskinetik der Ermüdungsgleitbänder bei AlSi12Cu4MgNi2

Das Gleitband Nr.5 weist nach  $N=14.000.000$  LW ein Zusammenwachsen (Koaleszenz) mit einem naheliegenden weiteren Gleitband auf. Es zeigt sich gerade bei vergleichsweise langen Gleitbändern, beispielsweise bei Gleitband Nr.5, eine deutliche Reduktion der Wachstumsgeschwindigkeit nach einer Phase schnellen Wachstums nach Initiierung. Baxter leitet aus Versuchen bei EN AW-6061-T6 in [28] eine Wurzelfunktion zur Beschreibung der Gleitbandkinetik ab:

$$l \sim \sqrt{(N - N_0)} \quad (43)$$

Gl. (43) beschreibt die Proportionalität der Länge  $l$  eines Ermüdungsgleitbandes in Abhängigkeit zu der aktuellen Lastspielzahl  $N$  und der Initiierungslastspielzahl  $N_0$  durch eine Wurzelfunktion. Neben den experimentell ermittelten Längen aller Ermüdungsgleitbänder sind in der Darstellung explizit für die Gleitbänder Nr.2 und Nr.4 die von Baxter publizierte Wurzelfunktion der Wachstumskinetik als Funktion hinterlegt. Es zeigt sich für AlSi12Cu4MgNi2 eine sehr gute Übereinstimmung der Wachstumskinetik mit der von Baxter vorgeschlagenen Wurzelfunktion. Unklar ist weiterhin, welche mikrostrukturellen Parameter den Proportionalitätsfaktor der Wurzelfunktion zur Beschreibung der Wachstumskinetik definieren. Eine wesentliche Einschränkung der Untersuchungen ist die rein oberflächenfokussierte Untersuchungsmethodik. Unter der Annahme der Existenz persistenter Gleitbänder, welche nicht auf die Oberfläche beschränkt sind, sondern bis ins Probeninnere reichen können [10], kann gerade bei einem heterogenen Werkstoff wie AlSi12Cu4MgNi2 nicht allein von der Oberflächenmorphologie auf das Wachstum der Ermüdungsgleitbänder geschlossen werden. Eine direkte Kopplung zwischen lokaler Mikrostruktur an der Oberfläche und davon abgeleiteten Parametern zur quantitativen Beschreibung der Wachstumskinetik weist hohe Unsicherheiten auf.

Ergänzende Untersuchungen zur Ermittlung des Anteils gebrochener Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen entlang des Bruchpfades an der Probenoberfläche, welche nach Lados [104] Rückschlüsse auf die Ermüdungsfestigkeit ermöglichen, zeigen für HCF-Beanspruchungen von AlSi12Cu4MgNi2 kein eindeutiges Ergebnis, siehe Bild 92.

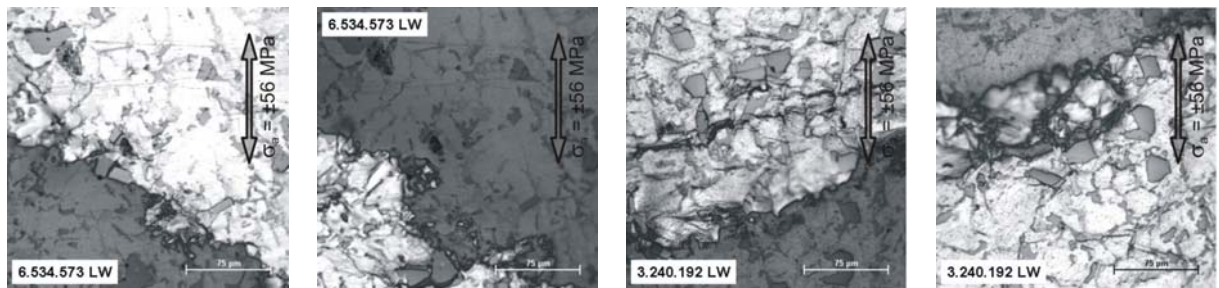


Bild 92: Dokumentation des Bruchpfades bei  $T=250^{\circ}\text{C}$  an der Probenoberfläche

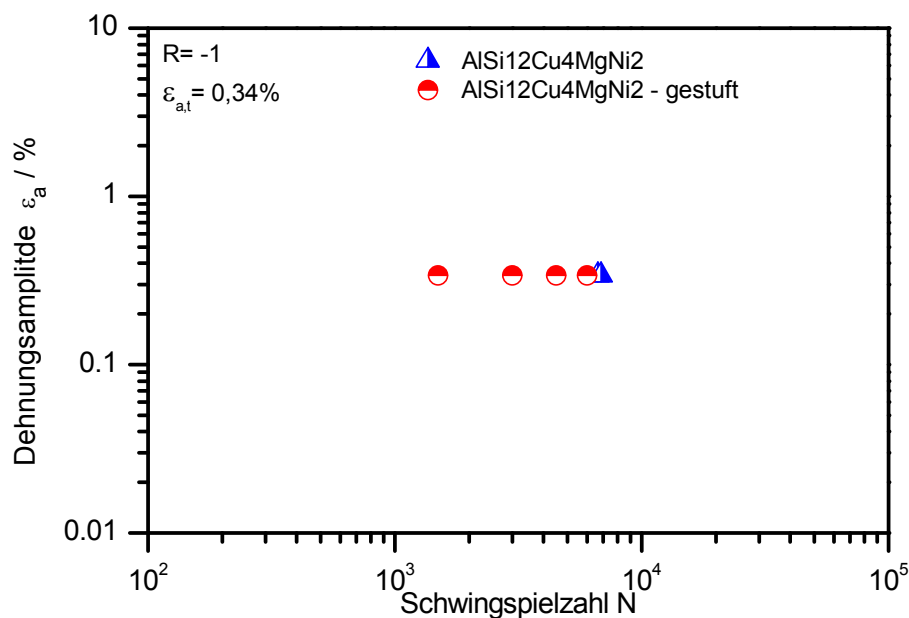
### 5.5 Untersuchungen bei hohen Temperaturen ( $T=400^{\circ}\text{C}$ )

Die Untersuchungen bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  werden dehnungskontrolliert mit einer Totaldehnungsamplitude von  $\varepsilon_{a,t}=\pm 0,34\%$  und spannungskontrolliert mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a=\pm 27\text{ MPa}$  und  $\sigma_a=\pm 30\text{ MPa}$  bei einem Spannungs- bzw. Dehnungsverhältnis  $R=-1$  durchgeführt. Die verwendeten Proben wurden dafür für  $t=200\text{ h}$  bei einer Temperatur von  $T=400^{\circ}\text{C}$  auf Sand ausgelagert.

Zu beachten ist dabei, dass der Einfluss von Kriechvorgängen bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  in dieser Untersuchung nicht einbezogen wurde. Es ist davon auszugehen, dass überlagerte Kriechprozesse nicht ausgeschlossen werden können [105].

#### 5.5.1 Untersuchungen im Low-Cycle-Fatigue-Bereich bei $T=400^{\circ}\text{C}$

Eine Übersicht der Untersuchungen bei einer Totaldehnungsamplitude von  $\varepsilon_{a,t}=\pm 0,34\%$  ( $R=-1$ ) und einer Prüftemperatur von  $T=400^{\circ}\text{C}$  ist in Tabelle 16 dargestellt.



Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\varepsilon_{a,t}$	Bruchlastspielzahl
LCF-400-01	400°C	$\pm 0,34\%$	6.650
LCF-400-02	400°C	$\pm 0,34\%$	6.840
LCF-400-03	400°C	$\pm 0,34\%$	1.500 <sup>1</sup>
LCF-400-04	400°C	$\pm 0,34\%$	3.000 <sup>1</sup>
LCF-400-05	400°C	$\pm 0,34\%$	4.500 <sup>1</sup>
LCF-400-06	400°C	$\pm 0,34\%$	6.000 <sup>2</sup>

<sup>1</sup>: Versuch abgebrochen, gestufter Versuch <sup>2</sup>: Replikaabdrücke nach 1500 LW, 3000 LW, 4500 LW, 6000 LW vorgenommen

Tabelle 16: LCF-Versuche (dehnungskontrolliert) bei T=400°C

Zur Ermittlung der Anriss- und Bruchlastspielzahl wurden die Proben LCF-400-01 und LCF-400-02 bis Bruch belastet. Die Bruchlastspielzahl beträgt bei Probe LCF-400-01  $N_B=6.650$  LW und bei Probe LCF-400-2  $N_B=6.840$  LW.

Hystereseschleifen des Versuchs LCF-400-02 bei unterschiedlichen Lastspielzahlen sind in Bild 93 dargestellt. Wie bei den vorangegangenen Versuchen im LCF-Bereich zeigen sich auch hier keine signifikanten Änderungen der dissipierten Energie pro Zyklus. Die Spannungs-Dehnungs-Beziehung bleibt nahezu konstant. Bei einer Totaldehnungsamplitude von  $\varepsilon_{a,t}=\pm 0,34\%$  wird eine vergleichsweise niedrige Ober- und Unterspannung von  $|\sigma_O|=|\sigma_U|=38$  MPa (R= -1) erreicht. Die Spitzenwerte zeigen dabei ein leicht entfestigendes Verhalten. Bei einem Vergleich der Hystereseflächen bei einer Prüftemperatur von T=20°C, T=200°C und T=400°C stellt sich aufgrund der zunehmenden Duktilität des Werkstoffs erwartungsgemäß ein Zuwachs der pro Zyklus dissipierten Energie ein.

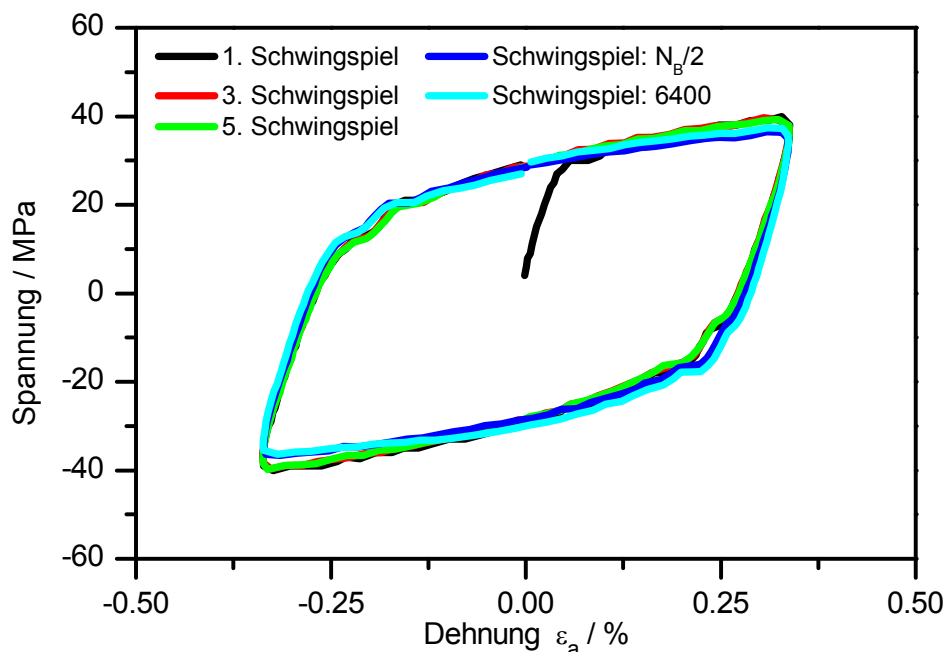
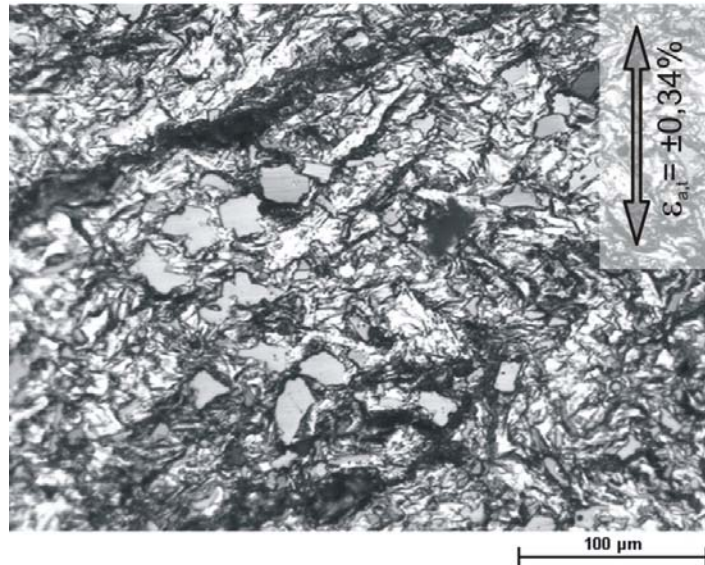


Bild 93: Hysterese-Schleifen der Probe LCF-400-01 bei unterschiedlichen Lastspielzahlen – minimales Entfestigungsverhalten

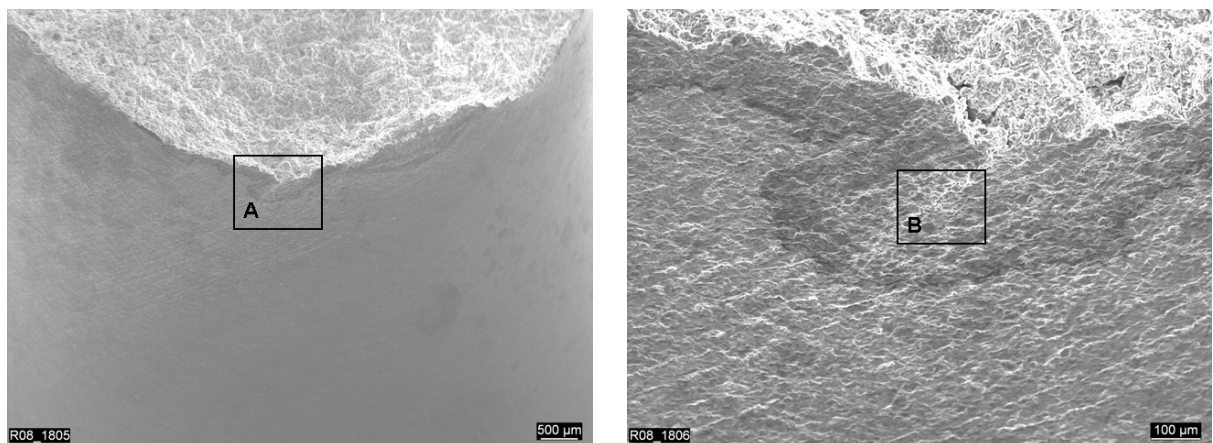
Eine charakteristische Darstellung der Mantelfläche der Dehnungswechselversuche mit  $\varepsilon_{a,t}=\pm 0,34\%$  nach Versagen zeigt Bild 94.



**Bild 94:** Charakteristische Mantelflächenaufnahme nach Bruch  $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$  und  $T = 400^\circ\text{C}$

Deutlich zu erkennen ist eine nahezu vollständige Oberflächenzerrüttung der Matrixphase. Während bei den Untersuchungen bei  $T = 250^\circ\text{C}$  eine diskrete Analyse des Schädigungszustands in Form einer Dokumentation einzelner Mikrorisse / Partikelbrüche möglich ist, stellt man bei den dehnungskontrollierten Untersuchungen bei  $T = 400^\circ\text{C}$  eine integrale, quasi-homogene Oberflächenschädigung fest.

Der gesamte duktile Matrixbereich ist nahezu vollständig zerrüttet, nahezu jedes Siliziumkristall vom Matrixverbund abgelöst. Auffallend ist dabei, dass die dokumentierten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen keine Schädigung in Form von Brüchen aufweisen. Die Schädigung konzentriert sich ausschließlich auf die in diesem Temperaturbereich äußerst duktile Matrixphase. Einzelne Bänder mit hohem Zerrüttungsanteil gegenüber dem restlichen Matrixbereich heben sich deutlich von der Umgebung ab. Eine diskrete Dokumentation ist aber mittels lichtmikroskopischer Analyse nicht möglich.

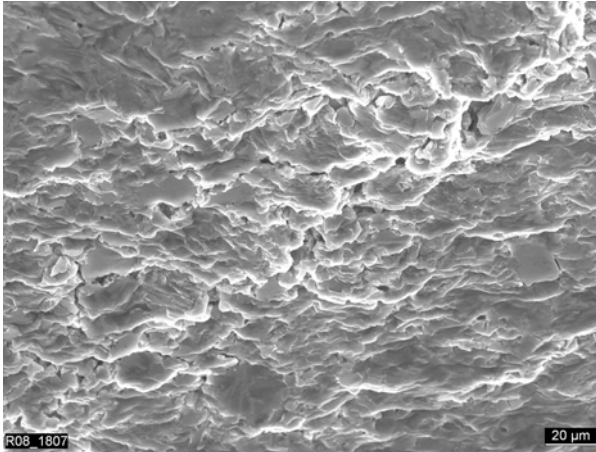


**Bild 95:** Rasterelektronenmikroskopische Makro- und Detailaufnahme (Bereich A) zur Analyse des Ortes des Bruchausgangs,  $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$ ,  $T = 400^\circ\text{C}$

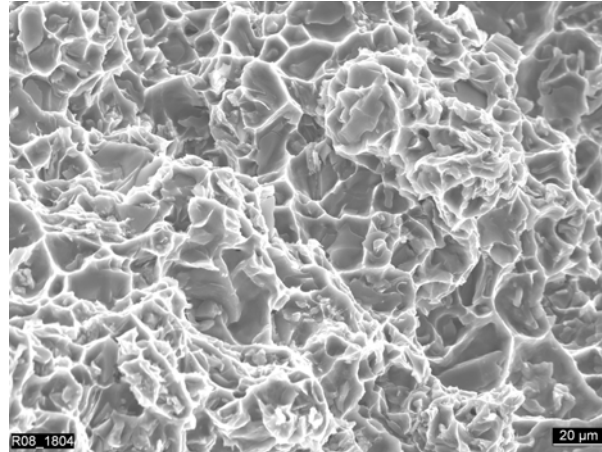
**Bild 95** zeigt als Übersichtsdarstellung eine rasterelektronenmikroskopische Makroaufnahme des Ortes des Bruchausgangs sowie den dort gekennzeichneten Detailbereich A. Die beschriebene Zerrüttung der Matrixphase ist zu erkennen. Die lichtmikroskopisch als Bänder mit hohem Zerrüttungsanteil können als makroskopische Gleitbänder mit Rissbildung identifiziert werden. Mikrostrukturelle Barrieren dieser Gleitbänder bzw. Risse können nicht fest-

gestellt werden. Auffallend ist wiederum das schon lichtmikroskopisch festgestellte Phänomen, dass Siliziumkristalle und intermetallische Phasen keine Brüche aufweisen.

Die untersuchten Bruchflächen der dehnungskontrolliert geprüften Proben bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  weisen eine ausgeprägte duktile Wabencharakteristik auf. Im Vergleich zu den Analysen bei Raumtemperatur sind keine transkristallin geschnittenen Siliziumkristalle in der Bruchfläche nachweisbar.

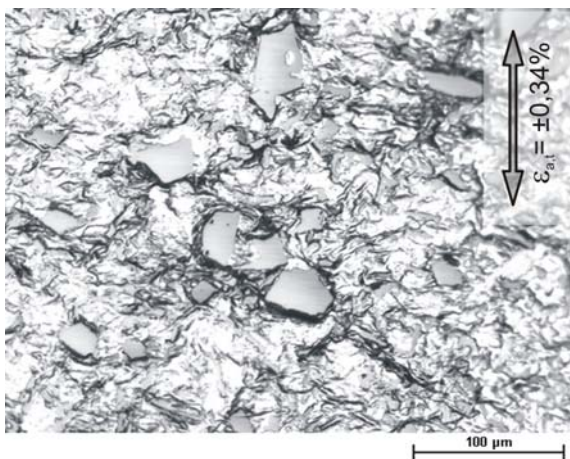


**Bild 96:** REM-Detaillaufnahme (Bereich B),  
 $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$ ,  $T=400^{\circ}\text{C}$

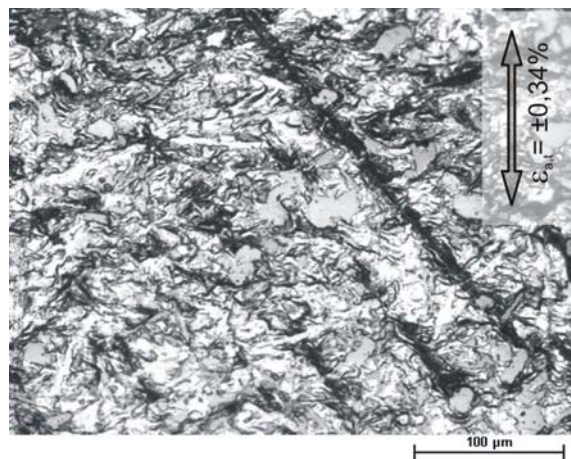


**Bild 97:** REM-Aufnahme der Bruchfläche -  
duktiler Wabenbruch bei  
 $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$ ,  $T=400^{\circ}\text{C}$

Nach einer Lastspielzahl von  $N=1.500$  LW sind Schädigungen der Probenoberfläche am Übergangsbereich zwischen Aluminiummatrix und Siliziumkristallen deutlich zu erkennen, siehe **Bild 98**. Nahezu alle Siliziumkristalle und intermetallische Phasen sind vom Matrixverbund abgelöst. Die Intensität und die nahezu homogene Verteilung der Phasengrenzschädigung übertreffen die schon beschriebenen Schädigungsintensitäten der Untersuchungen bei einer Prüftemperatur von  $T=200^{\circ}\text{C}$  /  $250^{\circ}\text{C}$ . Neben der Existenz dieser Dekohäsionsrisse kann eine Zerrüttung der Matrixphase festgestellt werden, welche mit zunehmender Lastspielzahl deutlich ansteigt.



**Bild 98:** Charakteristische Mantelflächenaufnahme nach  $N=1.500$  LW bei  
 $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$ ,  $T=400^{\circ}\text{C}$



**Bild 99:** Charakteristische Mantelflächenaufnahme nach  $N=4.500$  LW bei  
 $\varepsilon_{a,t} = \pm 0,34\%$ ,  $T=400^{\circ}\text{C}$

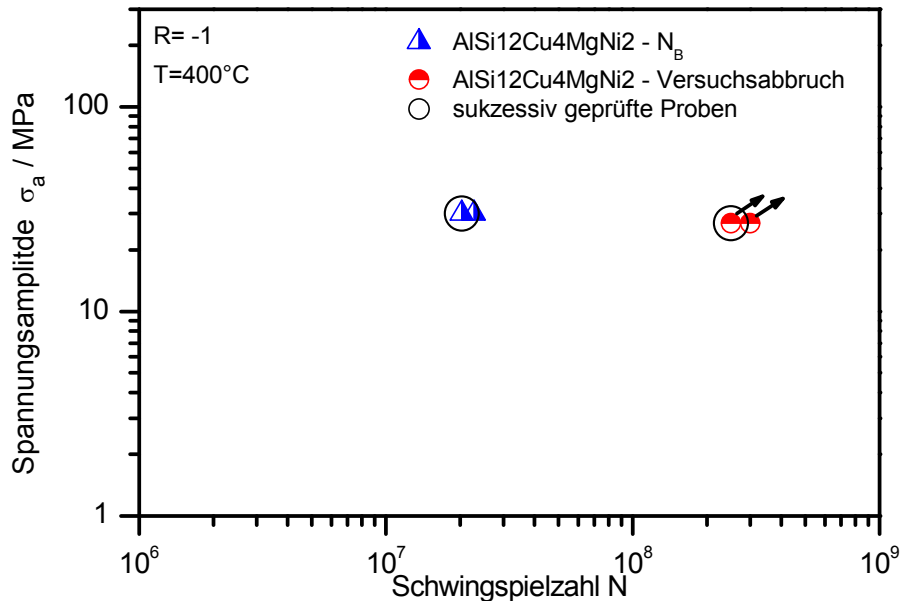
Siliziumkristalle und intermetallische Phasen bleiben dabei intakt. Brüche, selbst bei großen unformigen Siliziumkristallen und Anhäufungen, können nicht beobachtet werden. Eine korn-



spezifische Orientierung der Matrixschädigung bei geringen Lastspielzahlen ist nicht zu erkennen. Bei steigender Lastspielzahl können dagegen Gleitbandstrukturen erkannt werden, welche wiederum kornspezifische Orientierungen aufweisen, siehe Bild 99. Diese zunehmende Lokalisierung der Oberflächenschädigung in Form von Gleitbändern steigt bei fortschreitender Lastspielzahl weiter an.

### 5.5.2 Untersuchungen im High Cycle Fatigue-Bereich bei T=400°C

Eine Übersicht der spannungskontrollierten Schwingversuche bei T=400°C ist in Tabelle 17 dargestellt. Eine Zusammenstellung der sukzessiv geprüften Proben ist im Anhang aufgeführt.



Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Bruchlastspielzahl
HCF-400-01	400°C	±27 MPa	30.000.000 <sup>1</sup>
HCF-400-02	400°C	±27 MPa	25.000.000 <sup>1,2</sup>
HCF-400-03	400°C	±30 MPa	22.787.164
HCF-400-04	400°C	±30 MPa	20.312.997 <sup>2</sup>

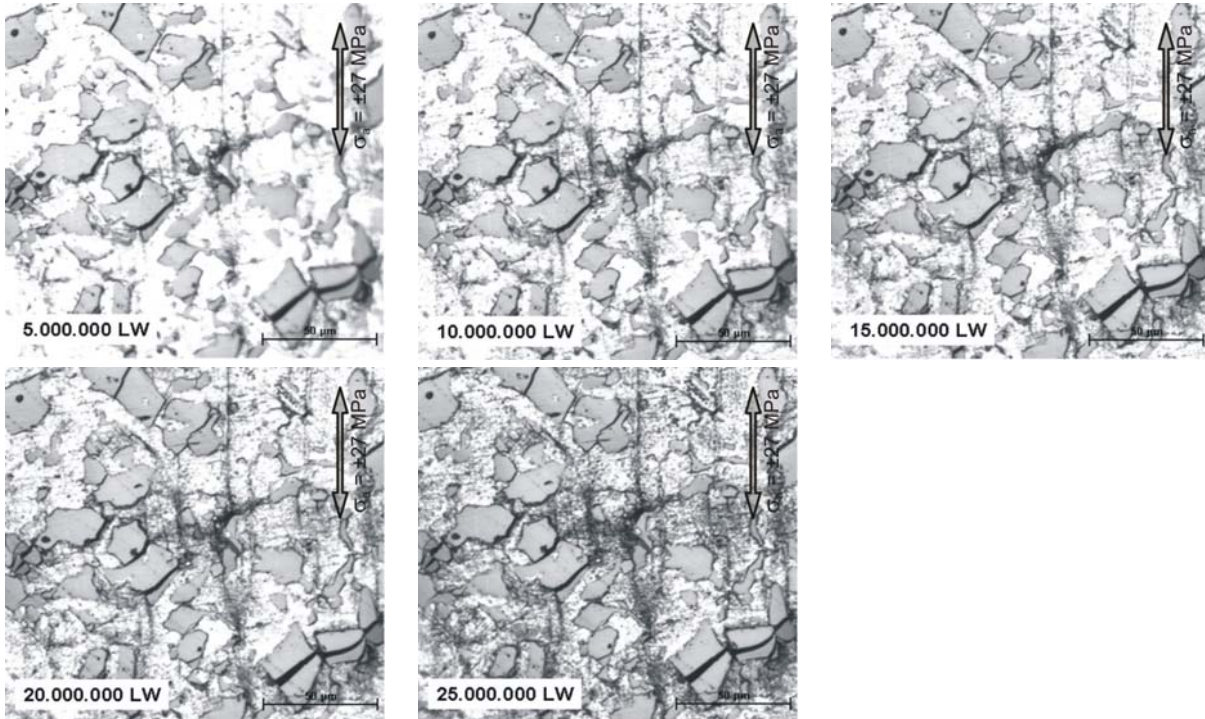
<sup>1</sup>: Versuch abgebrochen    <sup>2</sup>: sukzessiv geprüft

Tabelle 17: HCF-Versuche (spannungskontrolliert) bei T=400°C

Zur Ermittlung der Bruchlastspielzahl bei einer rein wechselnden Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 27$  MPa wird Probe HCF-400-01 geprüft. Nach Erreichen einer Lastspielzahl von  $N = 30.000.000$  LW wird der Versuch nach einer Gesamtprüfzeit von ca.  $t = 180$ h abgebrochen und durch eine sukzessiv zu prüfende Probe mit Dokumentationsintervallen von je  $5.000.000$  LW ersetzt. Das mittels Oszilloskop aufgezeichnete integrale Spannungs-Dehnungsverhalten beschreibt einen linearen Kraft-Verlängerungs-Verlauf. Hystereseschleifen sind weder hier noch vorausgreifend bei den Versuchen nach Anhebung der Spannungsamplitude auf  $\sigma_a = \pm 30$  MPa festzustellen.

Nach Erreichen einer Lastspielzahl von  $N = 25.000.000$  LW und keiner signifikanten Oberflächenschädigungsentwicklung wird dieser Versuch ebenfalls abgebrochen. Einen charakteristischen Überblick eines Mantelflächenausschnitts bei unterschiedlichen Lastspielzahlen zeigt Bild 100. Nach  $N = 5.000.000$  LW weisen nahezu alle großen Siliziumkristalle des Mantelflächenausschnitts eine Schädigung auf, wobei der Bruch des Siliziumkristalls als Schädigung

gungsform signifikant überwiegt. Eine Schädigung der Siliziumkristalle vor Versuchsbeginn konnte durch Sichtprüfung ausgeschlossen werden. Eine Schädigungsentwicklung ist bis zum Erreichen von  $N=25.000.000$  LW nicht zu erkennen. Die in Form eines transkristallinen Bruchs der Siliziumkristalle initiierenden Mikrorisse weisen keine Form des Wachstums in die Aluminiummatrix auf.



**Bild 100:** Charakteristische Mantelflächenaufnahmen zur Beschreibung der Schädigungsevolution bei  $\sigma_a = \pm 27$  MPa,  $T=400^\circ\text{C}$  – HCF-400-02

Das Ergebnis ist im Bezug auf die bisherigen Ergebnisse überraschend. Während bei den Versuchen bei  $T=400^\circ\text{C}$  im LCF-Bereich Brüche ausgeschlossen werden können und Mikrorisse an Phasenübergängen sowie integrale Matrixzerrüttung festgestellt wurden, kann bei makroskopischer rein linear-elastischer Belastung keine signifikante Form der Matrixschädigung entdeckt werden. Stattdessen sind über den ganzen Mantelflächenbereich nach 5.000.000 LW nahezu alle großen Siliziumkristalle gebrochen.

Um ein Versagen der Probe zu erzielen, wird für die weiteren Versuche die Spannungsamplitude auf  $\sigma_a = \pm 30$  MPa erhöht. Als Bruchlastspielzahl der Probe HCF-400-03 wird experimentell  $N_B=22.787.164$  LW ermittelt und somit die Forderung nach mehr als  $10^7$  LW erfüllt. Zur Dokumentation und Analyse der Schädigungsentwicklung werden sukzessive Prüfungen mit Dokumentationsintervallen von  $N=5.000.000$  LW vorgenommen. Mit einer Bruchlastspielzahl von  $N_B=20.312.997$  LW wird die ermittelte Lebensdauer bestätigt.

Im Gegensatz zu den Untersuchungen bei  $\sigma_a = \pm 27$  MPa ist das beschriebene Brechen von Siliziumkristallen hier weniger stark ausgeprägt – die Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen neigen vielmehr zu einer Ablösung von der umgebenden duktilen Matrix als zu Bruchversagen.

**Bild 101** zeigt die Entwicklung eines Risses, zusammengesetzt aus Brüchen und Rissen an den Phasenübergängen, welcher ein Wachstum in den Matrixbereich aufweist. Im gesamten Mantelflächenausschnitt überwiegen Dekohäsionsrisse als lokale Schädigungsart.

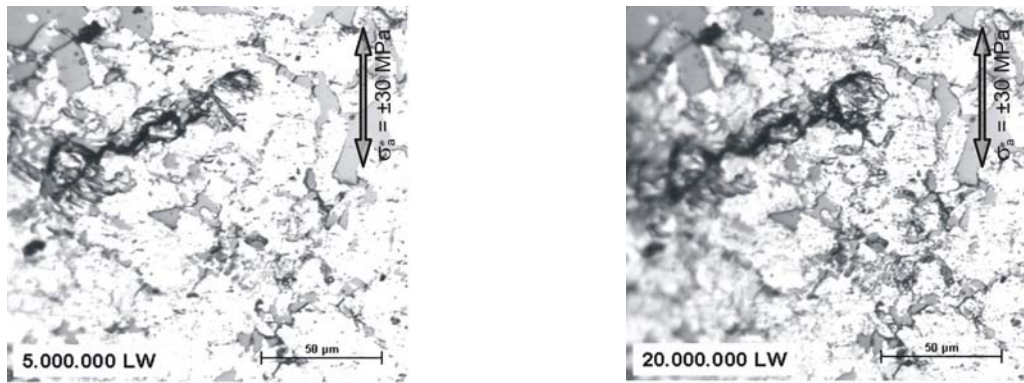


Bild 101: Charakteristische Mantelflächenaufnahmen zur Beschreibung der Mikrorissbildung bei  $\sigma_a = \pm 30 \text{ MPa}$ ,  $T = 400^\circ \text{C}$  - HCF-400-04

## 6 Ergänzende Analysen und Bewertung der experimentellen Ergebnisse

Im Rahmen dieses Kapitels werden die experimentell ermittelten Ermüdungsschädigungsformen der Aluminiumgusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 strukturiert, näher untersucht und analysiert. Insbesondere werden Erklärungsansätze erarbeitet, die den Einfluss von Temperatur, Beanspruchungshöhe und lokaler Mikrostruktur auf das Auftreten der unterschiedlichen Ermüdungsschädigungsformen beschreiben.

Ein wesentlicher Einfluss auf die Schädigungscharakteristik inhomogener Werkstoffe wie AlSi12Cu4MgNi2 oder auch weiteren Verbundwerkstoffen mit metallischer Matrix (Metal Matrix Composites - MMC) wird der Lastaufnahme zwischen weicher Matrixphase und vergleichsweise harten Einschlussphasen (Siliziumkristalle, intermetallische Phasen) zugeschrieben. Die Klärung der Lastübernahme von Einschlüssen ist von zentraler Bedeutung zur Bewertung und Analyse der Schädigungsentwicklung bei statischer und insbesondere bei zyklischer Beanspruchung. Aus den resultierenden lokalen Spannungs- und Dehnungsverteilungen können Erklärungsansätze zur Beschreibung der experimentell ermittelten Schädigungsmechanismen formuliert werden. Im Rahmen dieses Kapitels werden ausschließlich analytische Ansätze untersucht – numerische Erweiterungen sind in Kapitel 7 dargestellt.

### 6.1 Analytische Ansätze zur Beschreibung der Lastverteilung bei Mehrphasenwerkstoffen

Bei allen Untersuchungen des Spannungs- und Dehnungszustands einer heterogenen Mikrostruktur muss zwischen lokaler und integraler (makroskopischer) Betrachtungsweise unterschieden werden. Im Gegensatz zu homogenen Mikrostrukturen weichen die Ergebnisse lokaler Größen signifikant von den gemittelten Größen ab.

Durch die Zugabe von verstärkenden Partikeln bzw. bei der verwendeten Kolbengusslegierung mit Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen können im Regelfall die mechanischen Eigenschaften wie Streckgrenze und Zugfestigkeit im Vergleich zur unverstärkten Matrixphase gesteigert werden. Die in Abhängigkeit zu den mechanischen Eigenschaften der Einzelphasen und deren Morphologie stehende Lastverteilung zwischen duktiler Aluminiummatrix und Siliziumkristallen / intermetallischen Phasen zeigt bei mechanischer Belastung eine Entlastung der Matrixphase. Technisch relevante verstärkende Phasen, wie beispielsweise Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Partikel oder die hier aus der Legierungszusammensetzung resultierende Bildung von Siliziumkristallen, weisen einen im Vergleich zur Matrixphase hohen Elastizitätsmodul und eine spröde Werkstoffcharakteristik auf [106]. Durch die Lastübernahme der verstärkenden Phase wird die Beanspruchungshöhe in der Matrixphase reduziert. Plastisches Werkstoffverhalten, beschreibbar mit der Fließkurve des Werkstoffverbunds, tritt erst bei höheren Belastungen auf. Die Veränderung des Werkstoffverhaltens durch verstärkende Partikel ist aber verbunden mit lokalen Beanspruchungserhöhungen an den Phasenübergängen. Lokale Plastizität tritt aufgrund notwendiger Kompatibilitätsbedingungen an der Phasengrenze (Inhomogenität der einzelnen Phaseneigenschaften) bei einer geringeren Belastung als bei der unverstärkten Ausgangsmatrix auf [106].

#### 6.1.1 Methode nach Eshelby

Ein weitverbreitetes Verfahrensprinzip der analytischen Homogenisierung von Mehrphasenwerkstoffen bei kleinen Verzerrungen (elastisch) ist das von Eshelby entwickelte Einbettungsverfahren [51]. Zu beachten ist dabei, dass Plastizität, die bei großen Deformationen auftreten kann, durch die hier vorgestellte Methode nach Eshelby nicht erfasst werden kann.

Das Einbettungsverfahren nach Eshelby beschreibt die Verzerrungs- und Spannungsfelder innerhalb eines heterogenen Körpers in Folge einer spontanen Gestaltänderung eines homogenen Teilgebiets. Für elliptische Einschlüsse bestehen analytische Lösungen. Allgemeine Einschlussgeometrien können nur numerisch bestimmt werden. Innere Spannungen sind in fast allen inhomogenen Materialien unter äußerer Belastung nachweisbar. Im Allgemeinen steht die Intensität dieser inneren Spannungen in Abhängigkeit zu dem Grad der Inhomogenität der betrachteten Werkstoffe. Beispielsweise werden bei einem polykristallinen kubisch-flächenzentrierten Werkstoff unterschiedlich orientierte Körner bei äußerer Beanspruchung aufgrund ihrer lokalen Orientierung unterschiedlich hoch belastet. Bei einem wie hier vorliegenden Mehrphasenwerkstoff mit unterschiedlichen Steifigkeiten der Phasen sind die Unterschiede der Beanspruchungshöhe im Vergleich zum polykristallinen Material groß. Die inneren Verspannungen resultieren aus Unverträglichkeitsbedingungen der Gestalt einzelner Phasenanteile bei thermischer und mechanischer Beanspruchung.

Beim Einbettungsverfahren nach Eshelby wird die gesamte heterogene Struktur durch ein homogenes Kontinuum mit den Eigenschaften des Matrixmaterials ersetzt. In einem weiteren Schritt führt man spannungsfrei sogenannte Transformationsverzerrungen oder verzerrungsfrei sogenannte Transformationsspannungen ein, um identische Spannungs- und Verzerrungsfelder wie im heterogenen Ausgangsmaterial zu erzeugen. Der daraus resultierende innere Spannungs- und Dehnungszustand ist dem durch die externe Belastung induzierten Spannungs- und Dehnungszustand überlagert. Die Spannung im Einschluss wird dabei als homogen vorausgesetzt. Mit der Einführung des in Abhängigkeit zur Geometrie des Einschlusses stehenden Eshelby-Tensors  $S$  können diese Größen analytisch berechnet werden. Für das homogenisierte Kontinuum ergibt sich für die homogene Spannung in der Einschlussphase unter Berücksichtigung des von der Geometrie des Einschlusses abhängigen Eshelby-Tensors folgender Zusammenhang:

$$\sigma = \mathbf{C}_M (\mathbf{S} - \mathbf{I}) \varepsilon_T + \mathbf{C}_M \varepsilon_A \quad (44)$$

$$\varepsilon_T = -[(\mathbf{C}_E - \mathbf{C}_M) \mathbf{S} + \mathbf{C}_M]^{-1} (\mathbf{C}_E - \mathbf{C}_M) \varepsilon_A \quad (45)$$

Damit ist es möglich, analytisch die Spannungskomponenten in Einzeleinschlüssen in Abhängigkeit zu den Materialeigenschaften der Einschluss- und Matrixphase, der Einschlussgeometrie und der Belastungshöhe zu berechnen. Der beschriebene Zusammenhang ist nur für Einzeleinschlüsse, eingebettet in einer unendlich ausgedehnten Matrix, gültig. Wechselwirkungen zwischen Einschlüssen werden durch das Konzept nicht berücksichtigt. Diese Vorgehensweise ist gültig, solange die Wechselwirkungen zwischen einzelnen Einschlüssen vernachlässigbar klein sind - demnach für Werkstoffe mit geringen Einschlussanteilen. Eine Herleitung der hier gezeigten Zusammenhänge ist der Originalquelle von Eshelby [51] sowie aufbereitet [106] zu entnehmen.

Die Herausforderung besteht darin, für geometrisch unterschiedliche Einschlüsse Formulierungen des Eshelby-Tensors  $S$  zu ermitteln. Für elliptische Einschlüsse, linear-elastisches Materialverhalten und isotrope Matrix- und Einschlussphase vorausgesetzt, werden von Eshelby analytische Lösungen angegeben [51]. Grundsätzlich basieren alle Herleitungsansätze auf dem Konzept der Greenschen Funktion zur Lösung partieller Differentialgleichungen, mit welchem Lösungen von Randwertproblemen der Form  $\text{div}(\sigma) + f = 0$  gefunden werden können und der damit verbundenen Wahl geeigneter Potenzialansätze. Eine (allgemeine) Vorgehensweise zur Herleitung von Eshelby-Tensoren wird in [107] vorgestellt. Zu beachten ist dabei, dass für komplexe Einschlussgeometrien keine analytischen Lösungen des Eshelby-Tensors berechenbar sind. Eine Übersicht von Eshelby-Tensoren für ausgewählte Einschlussgeometrien unterschiedlicher Rotationsellipsoide ist im Anhang aufgeführt.

Die Anwendung der Methode nach Eshelby zur Ermittlung der jeweiligen Phasenbeanspruchung kommt für AlSi12Cu4MgNi2 nicht infrage. Der hohe Einschlussphasenanteil der Kolbengusslegierung erfordert eine Berücksichtigung der Wechselwirkung einzelner Einschlüsse. Der vorgestellte Ansatz kann trotz der genannten Einschränkung durch die Einführung der Mean-Field-Theorie von Mori und Tanaka für die Analyse von AlSi12Cu4MgNi2 angewendet werden.

### 6.1.2 Mean-Field-Theorie von Mori und Tanaka

Die Mean-Field-Theorie dient in der Mikromechanik als Plattform für weitläufige Entwicklung zur makroskopischen Beschreibung von Verzerrungs- und Spannungsfeldern komplexer Mikrostrukturen [108]. Die grundlegenden Arbeiten von Mori und Tanaka, siehe [109][110], bieten die Basis für weitreichende Entwicklungen zur makroskopischen Beschreibung von Mehreinschluss- und Mehrphasenmodellen.

Eine detailliertere mathematische Herleitung kann der zitierten Literatur entnommen werden. Grundsätzlich basiert die Idee der Mean-Field-Theorie auf Betrachtungen mehrphasiger Mikrostrukturen unterschiedlicher Topologie. Ziel der Untersuchungen ist es, Spannungs- und Verzerrungsfelder in Teilbereichen der Gesamtstruktur in Folge spontaner Gestaltänderung eines einzelnen Einschlusses zu ermitteln. Neben einer streng mathematischen allgemeinen Herleitung der Mean-Field-Theorie von Tanaka und Mori kann die Ansatzphilosophie auch phänomenologisch beschrieben werden.

Es ist anzunehmen, dass sich das innere Spannungsfeld der Matrix mit zunehmendem Abstand zum berechnenden Einschluss asymptotisch Null annähert. Ein gedankliches Freischneiden des Einschlusses führt zu einer Umverteilung der inneren Spannungen in Matrix- und Einschlussphase.

Während für einen unendlich ausgedehnten Verbund mit Einzeleinschlussvolumenanteil  $f$

$$(1-f)\sigma_M + f\sigma_E = 0 \quad \text{für } \lim_{f \rightarrow 0} f = 0 \quad (46)$$

gilt, besitzt diese Aussage für den freigeschnittenen Fall keine Gültigkeit mehr:

$$(1-f)\sigma_M + f\sigma_E \neq 0 \quad \text{für } \lim_{f \rightarrow 0} f = 0 \quad (47)$$

$\sigma_M$  beschreibt dabei die homogenisierte Spannung in der Matrix-,  $\sigma_E$  die homogenisierte Spannung in der Einschlussphase.

Der Umverteilung der Spannungen der einzelnen Phasen kann durch die Einführung einer sogenannten Backgroundspannung (Mean-Field-Spannung) begegnet werden, welche wie bei externen Lasten den jeweiligen Phasenspannungen superpositioniert aufgebracht werden kann.

Das Konzept der Backgroundspannung ermöglicht die Erweiterung des Modells auf Verbunde mit mehreren Einschlüssen. Aufgrund der Abhängigkeit der Gl.(47) von dem Einzeleinschlussvolumenanteils  $f$  kann das Modell auf endliche Einschlussvolumenanteile erweitert werden. Nach [106] kann als Bilanzgleichung folglich geschrieben werden:

$$(1-f)\langle \sigma_M \rangle + f\langle \sigma_E \rangle = 0 \quad (48)$$

Alle Größen in eckigen Klammern bezeichnen dabei Abweichungen von der homogenen Lösung bei äußerer Belastung.

Gemäß der vorgestellten Herleitung des Eshelby-Ansatzes kann die Transformationsverzerrung unter externer Last formuliert werden zu:

$$\varepsilon_T = -[(\mathbf{C}_M - \mathbf{C}_E)(\mathbf{S} - f(\mathbf{S} - \mathbf{I})) - \mathbf{C}_M]^{-1}(\mathbf{C}_M - \mathbf{C}_E)\varepsilon_A \quad (49)$$

Für den Grenzfall zu Null strebender Einschlussvolumenanteile ergibt sich wiederum der Zusammenhang für den Einzeleinschluss.

Damit ergibt sich für die Spannungsabweichungen in Matrix und Einschluss unter Verwendung von Gl.(49):

$$\begin{aligned} \langle \sigma_M \rangle &= -f\mathbf{C}_M(\mathbf{S} - \mathbf{I})\varepsilon_T \\ \langle \sigma_E \rangle &= (1 - f)\mathbf{C}_M(\mathbf{S} - \mathbf{I})\varepsilon_T \end{aligned} \quad (50)$$

Mit der vorgestellten Berechnungsvorschrift kann für Einschlussstrukturen die Lastverteilung zwischen Einschluss- und Matrixphase analytisch berechnet werden. Voraussetzung dafür ist neben der Herleitbarkeit des Eshelby-Tensors  $\mathbf{S}$  Kenntnisse über die elastischen Eigenschaften von Matrix- und Einschlussphase.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zur Analyse der Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 keine Untersuchungen zur Bestimmung der Härte und des E-Moduls von intermetallischen Phasen und Siliziumkristallen vorgenommen. Es kann aber auf veröffentlichte Untersuchungsergebnisse zurückgegriffen werden. Chen et al. veröffentlichten in [111] auf der Basis von Nanoindentometermessungen eine Zusammenstellung der elastischen Eigenschaften intermetallischer Phasen und Siliziumkristallen in komplexen Al-Si-Legierungen. Diese Zusammenstellung wurde um in [56] veröffentlichte temperaturabhängige Ergebnisse ergänzt, siehe Tabelle 18.

Phase	E-Modul / GPa		
	25°C	200°C	250°C
Si	147,59 ± 1,89	111	110
Si [50][56][111][112]	120 – 165		
AlFeMnSi	175,32 ± 13,16	146	133
Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>	170,67 ± 8,57	146	171
Al <sub>7</sub> Cu <sub>4</sub> Ni	163,66 ± 10,43	140	151
Al <sub>9</sub> FeNi	161,48 ± 11,28	138	142
Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub>	117,76 ± 12,51	113	99
Al <sub>2</sub> Cu	109,73 ± 14,07	101	-

Tabelle 18: Nanoindentermessungen zur Bestimmung des E-Moduls von Siliziumkristall und intermetallischen Phasen bei unterschiedlichen Temperaturen [111], ergänzt mit Werten aus [56]

Die veröffentlichten Messergebnisse stimmen mit weiteren Angaben gut überein, insbesondere für die elastischen Eigenschaften von Siliziumkristallen [50][112].

Neben der Berechnung der Lastverteilung zwischen Matrix- und Einschlussphase kann mit den vorgestellten Berechnungsansätzen der E-Modul von Verbundwerkstoffen abgeschätzt werden. Die Steifigkeit des Verbundwerkstoffs kann mit

$$\mathbf{C}_C = [\mathbf{C}_M^{-1} - f[(\mathbf{C}_E - \mathbf{C}_M)(\mathbf{S} - f(\mathbf{S} - \mathbf{I})) + \mathbf{C}_M]^{-1}(\mathbf{C}_E - \mathbf{C}_M)\mathbf{C}_M^{-1}]^{-1} \quad (51)$$

angegeben werden [106]. Aus der Steifigkeitsmatrix des Verbundwerkstoffs  $\mathbf{C}_C$  lässt sich der richtungsabhängige E-Modul  $E_C$  bestimmen. Für einen vorgegebenen E-Modul der Ein-

schlussphase  $E_E$  (Siliziumkristalle, intermetallischen Phasen) und den experimentell ermittelten temperaturabhängigen E-Moduli  $E_C(T)$  von  $AlSi12Cu4MgNi2$ , siehe Tabelle A 1, kann aus Gl. (51) durch Anpassung an das jeweilige experimentelle Ergebnis die Steifigkeitsmatrix der Matrixphase  $C_M$  und daraus der E-Modul der Matrixphase  $E_M$  ermittelt werden.

Tabelle 19 zeigt für ein Halbachsenverhältnis von  $s=1$  und einen Volumenanteil der Einschlussphase von  $f=0,27$  die berechneten temperaturabhängigen E-Moduli  $E_M$  der Matrixphase von  $AlSi12Cu4MgNi2$ .

Temperatur / °C	E-Modul der Einschlussphase $E_E$ / GPa	E-Modul $E_C$ (berechnet) / GPa	E-Modul $E_C$ (experimentell) / GPa	E-Modul der Matrixphase $E_M$ / GPa
25	130	84	85	72
200	130	78	77	65
400	100	67	68	57

Tabelle 19: Vergleich der experimentell bestimmten und analytisch berechneten temperaturabhängigen E-Moduli von  $AlSi12Cu4MgNi2$  unter Berücksichtigung angepasster Matriceigenschaften

Das zur Beschreibung der Einschlussgeometrie verwendete Halbachsenverhältnis  $s$  für Rotationsellipsoide kann Bild 102 entnommen werden. Ein Halbachsenverhältnis von  $s < 1$  beschreibt ein Ellipsoid bei Rotation um die kleine Halbachse (abgeplattetes Rotationsellipsoid), ein Halbachsenverhältnis von  $s > 1$  ein Ellipsoid bei Rotation um die große Halbachse (verlängertes Rotationsellipsoid). Ein Halbachsenverhältnis von  $s=1$  beschreibt eine Kugel.

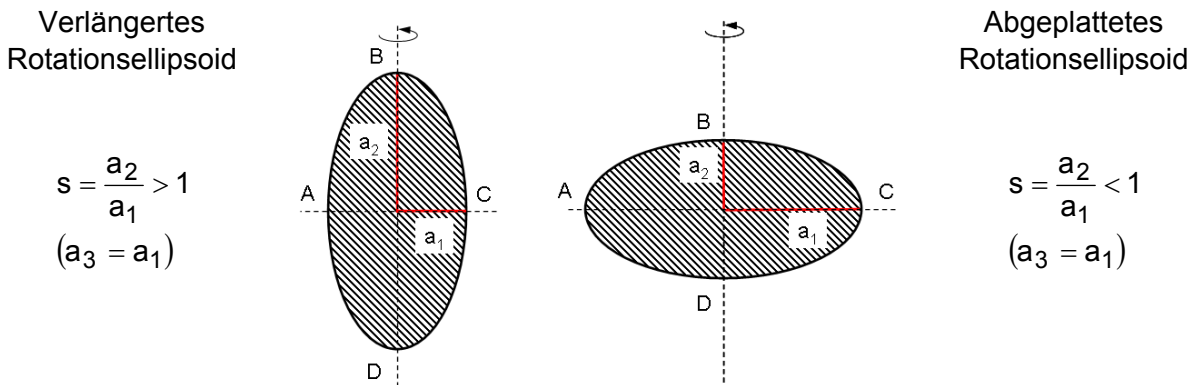
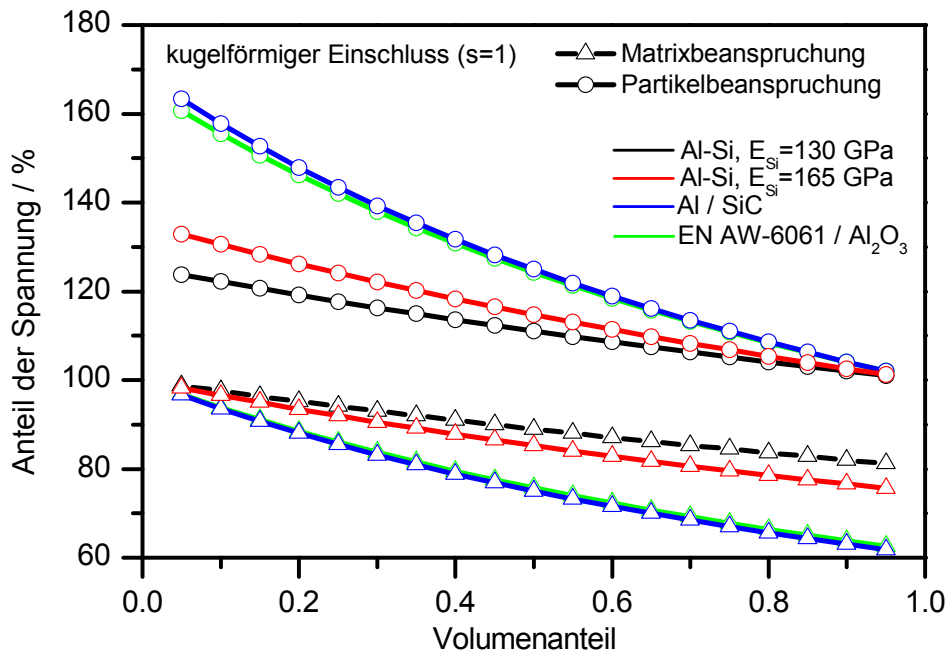


Bild 102: Definition des Halbachsenverhältnisses  $s$  für verlängerte und abgeplattete Rotationsellipsoide

Um die Lastverteilung zwischen Matrix- und Einschlussphase(n) beurteilen und einordnen zu können, zeigt Bild 103 Ergebnisse der Lastverteilung von Mehreinschlussanordnungen auf Basis der Vorgehensweise nach Tanaka & Mori. Dafür wurden die Zusammenhänge in eine Software umgesetzt, die es dem Anwender ermöglicht, Lastverteilungen für beliebige Phaseigenschaften, regelmäßige Einschlussformen und Volumenanteile zu berechnen.

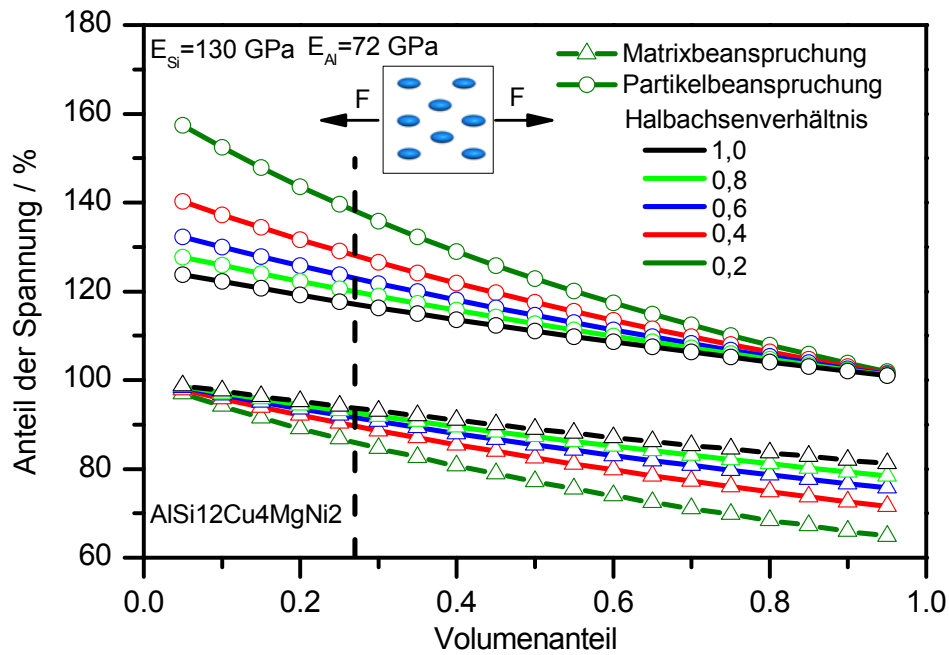




**Bild 103:** Lastverteilung verschiedener mehrphasiger Werkstoffe (nach Mori & Tanaka) für unterschiedliche Volumenanteile kugelförmiger Einschlussphasen

Für technisch relevante MMC-Materialien, wie beispielsweise Reinaluminium, verstärkt mit Siliziumkarbid (Al/SiC) sowie mit Aluminiumoxid verstärkte Aluminiumknetlegierungen (EN AW-6061-T4/ $Al_2O_3$ ) zeigt sich eine deutliche Entlastung der Matrixphase durch die Lastübernahme der verstärkenden Phase. Für den technisch relevanten Volumenanteilsbereich der Einschlussphase von <20% weisen die steiferen Einschlüsse eine um 50% erhöhte Lastübernahme auf. In dieser ersten Analyse werden kugelförmige Einschlüsse vorausgesetzt. Für Al-Si-Legierungen ist aufgrund der weitaus geringeren Unterschiede von E-Modul und Querkontraktionszahl die Lastübernahme durch die Siliziumkristalle deutlich reduziert. In **Bild 103** ist die obere und untere Grenze der Literaturwerte des E-Moduls der Siliziumkristalle berücksichtigt. Zur Beschreibung der Lastübernahme der unterschiedlichen Einschlussphasen von AlSi12Cu4MgNi2 werden die spezifischen Eigenschaften der intermetallischen Phasen nicht explizit berücksichtigt und zur Vereinfachung mit den Eigenschaften der Siliziumkristalle versehen. Der daraus resultierende Fehler in der errechneten Lastverteilung ist gering.

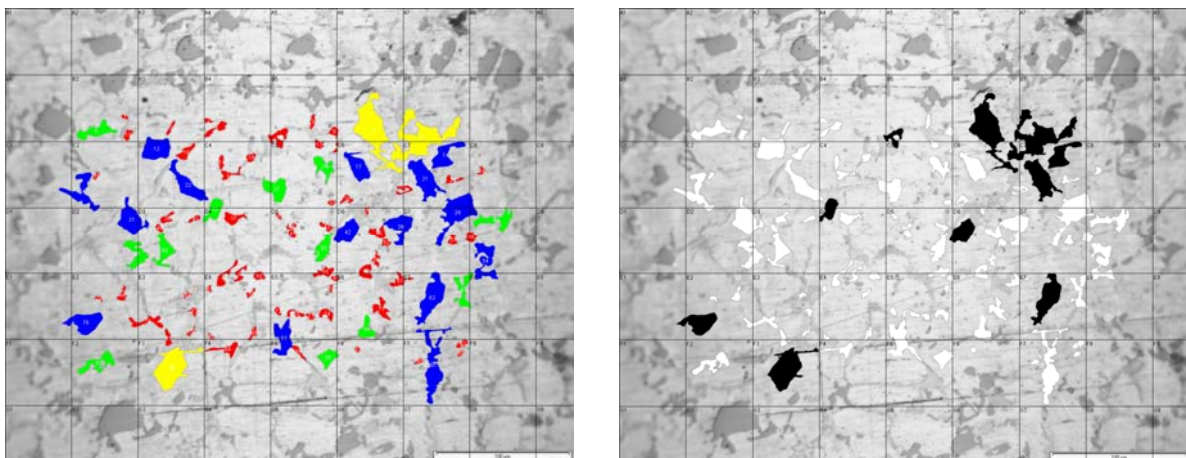
Die in AlSi12Cu4MgNi2 nachgewiesenen intermetallischen Phasen sowie insbesondere die Siliziumkristalle sind aber nicht a priori als kugelförmige Einschlüsse zu betrachten. Die für Siliziumkristalle an der Probenoberfläche durchgeführte zweidimensionale Analyse der Rundheit weist einen Mittelwert von  $\mu=0,28$  auf, vgl. **Bild 63**. **Bild 104** zeigt für verschiedene Halbachsenverhältnisse  $s$  der Einschlüsse die Lastverteilung zwischen Aluminiummatrix und Einschlussphase. Für längs zur Lastrichtung orientierte Siliziumkristalle ist die gemittelte Lastübernahme im Vergleich zum sphärischen Fall deutlich erhöht – die Matrix signifikant entlastet. Für quer zur Lastrichtung orientierte Siliziumkristalle ist die Lastübertragung dementsprechend reduziert.



**Bild 104:** Lastverteilung Al-Matrix / Si-Kristalle (nach Mori & Tanaka) für unterschiedliche Volumenanteile der Einschlussphase – Belastung in Einschlussorientierung

**6.2 Experimentelle Analyse der Abhängigkeit der Ermüdungsschädigung von den Einschlusseigenschaften**

Durch die während der gestuften Schwingprüfungen vorgenommene lichtmikroskopische Dokumentation der Mantelflächen können Untersuchungen über Einschlusseigenschaften durchgeführt werden, die zu einer erhöhten Schädigung in Form von Bruch und Dekohäsion führen. Der Terminus „Einschlusschädigung“ umfasst im Folgenden beide auftretenden dominanten Mechanismen der Ermüdungsschädigungsinitiierung. Der Fokus der Untersuchung liegt dabei auf Untersuchungen der HCF-Versuche bei  $T=250^{\circ}\text{C}$ , bei welchen im Vergleich zu den Untersuchungen bei RT und  $T=400^{\circ}\text{C}$  ausgeprägte (im Gegensatz zu RT) aber noch diskrete (im Gegensatz zu  $T=400^{\circ}\text{C}$ ) Ermüdungsschädigung auftritt.



**Bild 105:** Analyse und Klassifizierung geschädigter Siliziumkristalle und intermetallischer Phasen bei  $\sigma_a = \pm 56\text{MPa}$ ,  $T=250^{\circ}\text{C}$ ,  $N=92\%$   $N_B$  – HCF-250-03

Die Auswertung der Mantelflächenaufnahmen erfolgt dabei gemäß den beschriebenen Vorgehensweisen. Jedem dokumentierten Einschluss wird dabei eine Identifikationsnummer zugewiesen, um die ermittelten Daten den einzelnen Einschlüssen zuordnen zu können. Für alle Einschlüsse werden die Parameter Fläche, Rundheit und das aus den Projektionen in X- und Y-Richtung ermittelte Achsenverhältnis zur Beschreibung der lokalen Orientierung tabellarisch dokumentiert. Die Orientierung der Einschlüsse kann aus den Projektionen des Einschlusses in X- (quer zur Belastungsrichtung) und Y-Richtung (in Belastungsrichtung) bestimmt werden.

$$\text{Orientierung} = \frac{\text{Projektion des Einschlusses in X - Richtung}}{\text{Projektion des Einschlusses in Y - Richtung}} \quad (52)$$

Bei nicht-ellipsoiden Einschlüssen ist die Beschreibung der spezifischen Orientierung schwierig. Mit der Berechnung des Achsenverhältnisses kann mit Einschränkungen bei stark unregelmäßigen Einschlüssen die Orientierung abgeschätzt werden. Neben den schon vorgestellten Verteilungen von Fläche und Rundheit werden hier Verteilungen ermittelt, welche die geschädigten Einschlüsse im Rahmen der HCF-Untersuchungen bei  $T=250^\circ\text{C}$  beschreiben, und der Ausgangsverteilung aller Einschlussphasen gegenübergestellt.

Bild 105 zeigt einen charakteristischen Mantelflächenausschnitt von AISi12Cu4MgNi2. Nach  $N=92\%N_B$  bei einer rein wechselnden Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 56\text{MPa}$  und einer Prüftemperatur von  $T=250^\circ\text{C}$  werden alle Einschlüsse, die lichtmikroskopisch ermittelt eine Schädigung in Form von Bruch oder Dekohäsion aufweisen, in der dargestellten Form gekennzeichnet und klassifiziert. Einen Vergleich zwischen der Größenverteilung aller und der geschädigten Einschlüsse der gesamten dokumentierten Mantellinie zeigt Bild 106. Die Größenverteilung aller Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen der dokumentierten Mantelfläche wird als probenspezifische Referenzverteilung bezeichnet. Zusätzlich ist die Größenverteilung der geschädigten Einschlüsse aus Bild 105 im Diagramm hinterlegt.

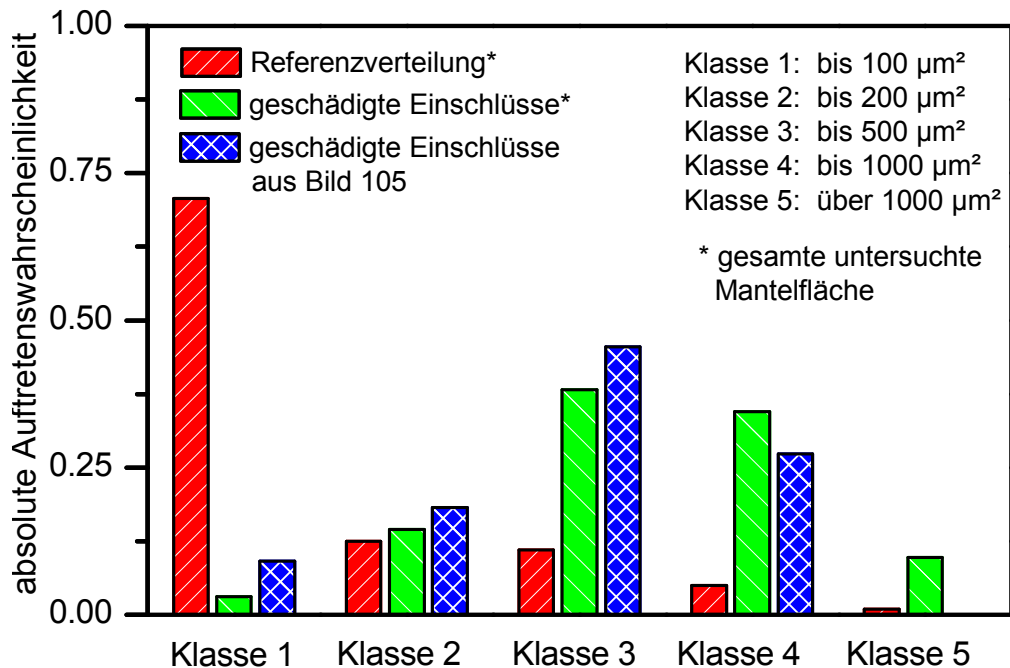
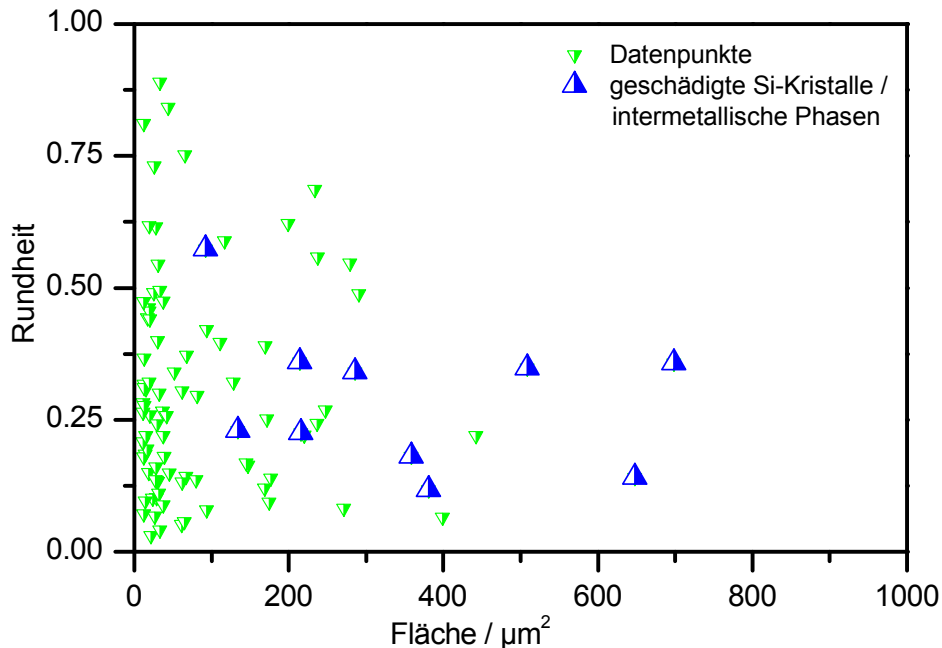


Bild 106: Größenverteilung der geschädigten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen bei  $\sigma_a = \pm 56\text{MPa}$ ,  $T=250^\circ\text{C}$  im Vergleich zur Referenzverteilung

Die Abhängigkeit der Ermüdungsschädigungsinitiierung von der Einschlussgröße ist deutlich. Große Einschlüsse neigen im Vergleich zu kleinen Einschlüssen zu einer erhöhten Versa-

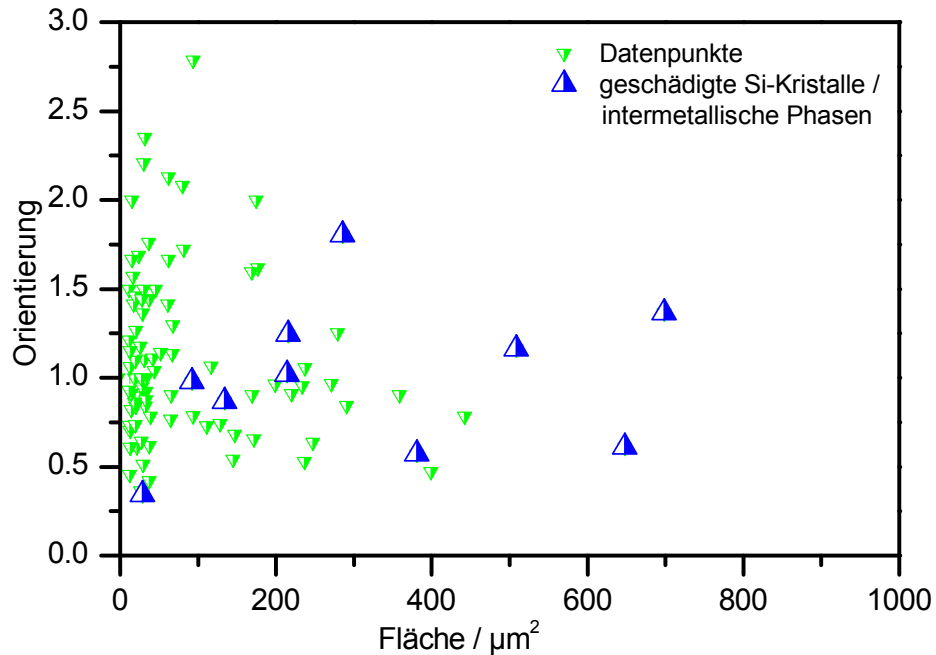
genswahrscheinlichkeit. Eine separate Aufteilung der Schädigung in Bruch und Dekohäsion wird nicht vorgenommen.



**Bild 107:** Verteilung der geschädigten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen eines Mantelflächenausschnittes bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$ , Einfluss der Rundheit

**Bild 107** zeigt eine Analyse des Mantelflächenausschnittes der zyklischen Untersuchungen bei  $T = 250^\circ\text{C}$  mit einer rein wechselnden Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 56$  MPa aus Bild 105. Alle detektierten Siliziumkristalle der betrachteten Oberflächenausschnitte sind mit ihren ermittelten mikrostrukturellen Kenngrößen Rundheit und Fläche im Schaubild erfasst. Die Darstellungen geben den Zusammenhang von Größe und Rundheit der Einschlüsse wieder. Ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Größe und Rundheit ist nicht auszumachen. In den Schaubildern hinterlegt sind darüber hinaus die nach  $N = 92\%N_B$  durch die lichtmikroskopischen Aufnahmen detektierten geschädigten Einschlüsse. Einschlüsse mit einem Flächeninhalt  $> 500 \mu\text{m}^2$  sind unabhängig von ihrer zugehörigen Rundheit nahezu ausnahmslos geschädigt. Dieses hier charakteristische Ergebnis kann durch die Analyse weiterer Mantelflächenausschnitte, insbesondere durch Analysen von Proben mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 48$  MPa, bestätigt werden.

Siliziumkristalle / intermetallische Phasen können bezogen auf die Mikrorissinitierungswahrscheinlichkeit für niedrige Beanspruchungshöhen bei  $T = 250^\circ\text{C}$  gruppiert werden. Für Einschlüsse mit geringem Flächeninhalt und einer ausgeprägter Rundheit ist die Wahrscheinlichkeit der Mikrorissinitierung gering. Für große unförmige Siliziumkristalle ist die Versagenswahrscheinlichkeit stark erhöht. Nahezu ausnahmslos weisen große Siliziumkristalle Schädigungsanzeichen auf.



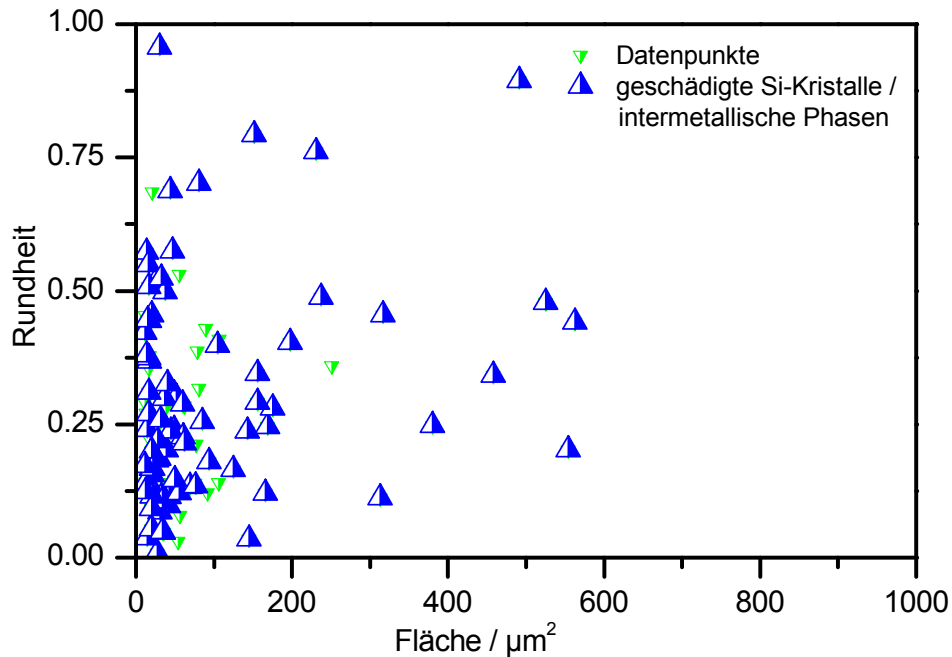
**Bild 108:** Verteilung der geschädigten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen eines Mantelflächenausschnittes bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$ , Einfluss der Orientierung

Zusätzlich zu Untersuchungen des Einflusses von Fläche und Rundheit auf die Versagenswahrscheinlichkeit werden Analysen zur Beschreibung von Zusammenhängen zwischen Einschlussorientierung und Versagenswahrscheinlichkeit durchgeführt. Einen Einfluss der Orientierung auf die Häufigkeit auftretender Siliziumkristallschädigung kann im Bezug auf eine initiiierende Schädigung am Phasenübergang nicht festgestellt werden – dargestellt beispielhaft für den gezeigten Mantelflächenausschnitt, siehe [Bild 108](#). Untersuchungen und Analysen weiter Mantelflächenausschnitte zeigen entsprechende Verteilungen.

Auf den ersten Blick wirkt das Ergebnis überraschend, da der Einfluss der Einschlussorientierung nach dem Einbettungsverfahren von Eshelby maßgebend für die Lastverteilung zwischen Matrix und Einschluss sei und somit auch das Schädigungsaufkommen aufgrund der Lasterhöhung bestimmen müsste. Die Beanspruchungshöhe bei zyklischer Belastung und demnach auf die Lastübertragung ist insbesondere im HCF-Bereich sehr gering. Entscheidend bei der Interpretation dieser Ergebnisse ist aber auch, dass der Anteil an Siliziumkristallbrüchen, was auf eine Lasterhöhung (statisch + Versetzungsbeaufschlagung) hinweist, sehr gering ist – die überwiegende Form der Ermüdungsschädigungsinitiierung ist am Phasenübergang zwischen Siliziumkristall und Matrix festzustellen.

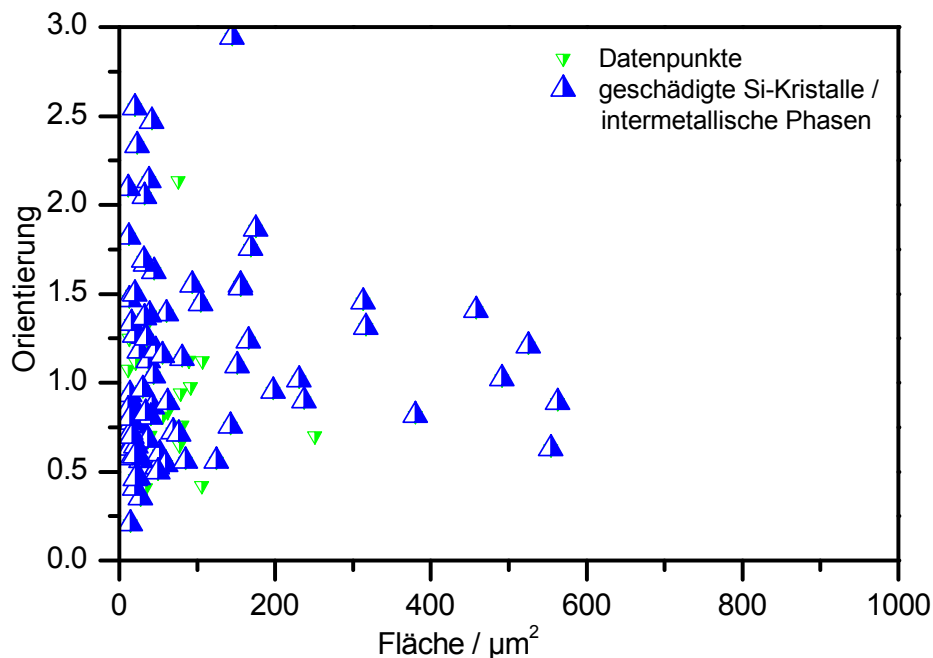
Diesen empirisch ermittelten Ergebnissen zufolge ist für zyklische Beanspruchungen die Lastübertragungsfunktion auf die Einschlussphase nicht der einzig relevante Parameter zur Qualifizierung und Quantifizierung der lokalen Mikrorissinitiierung.

[Bild 109](#) und [Bild 110](#) zeigen für ein Mikrorissfeld, dargestellt in [Bild 81](#), der Untersuchungen bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa und einer Prüftemperatur von  $T = 250^\circ\text{C}$  Analysen der geschädigten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen in Bezug auf die jeweilige Fläche und Orientierung / Rundheit.



**Bild 109:** Verteilung der geschädigten Siliziumkristalle eines Mantelflächenausschnittes mit Mikrorissfeld bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$ , Einfluss der Rundheit

Neben der quantitativen Steigerung der geschädigten Partikel von maximal 10% auf über 75% der Gesamteinschlüsse kann im Vergleich zur gezeigten quasihomogenen Schädigungsverteilung (ohne Matrixrissfelder) kein Zusammenhang zwischen Auftreten von Schädigung und Fläche festgestellt werden. Die Mikrorisse, initierend an den Übergängen von Matrixbereich und Einschlussphase, weisen keine Korrelation zu partikelspezifischen Parametern wie Fläche, Orientierung und Rundheit auf.



**Bild 110:** Verteilung der geschädigten Siliziumkristalle eines Mantelflächenausschnittes mit Mikrorissfeld bei  $\sigma_a = \pm 56$  MPa,  $T = 250^\circ\text{C}$ , Einfluss der Orientierung

Dies zeigt sich auch bei der vergleichenden Darstellung zwischen geschädigten Siliziumkristallen des hier untersuchten Matrixrissfeldbereichs der Probe HCF-250-04, der probenspezi-

fischen Referenzverteilung der Einschlüsse der Mantelfläche und der Einschlussverteilung im Bereich des Matrixrissfeldes, siehe Bild 111.

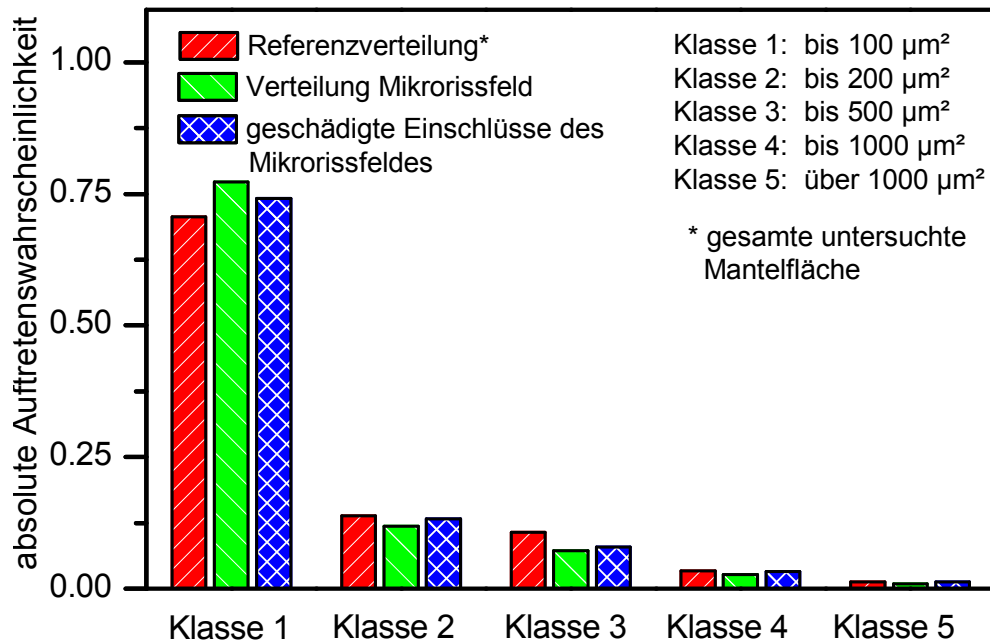
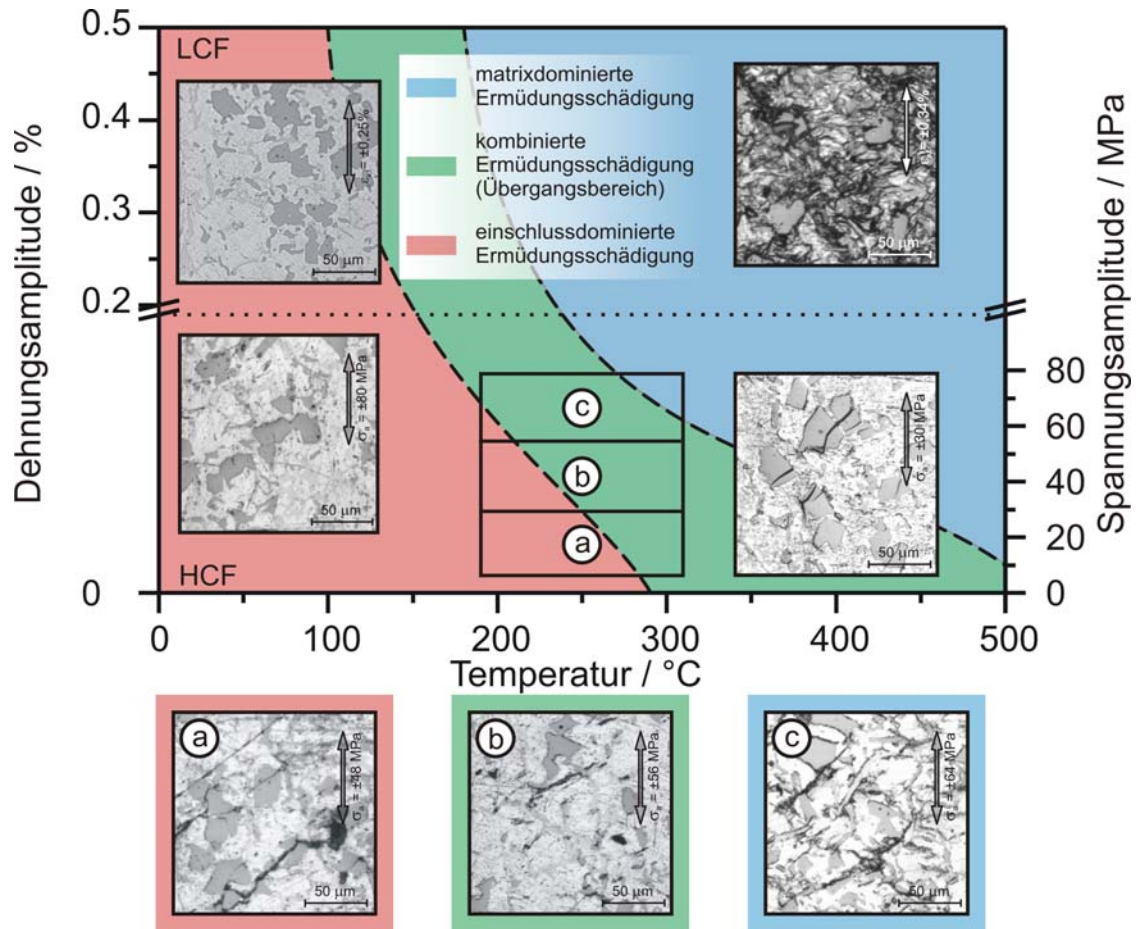


Bild 111: Größenverteilung der geschädigten Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen bei  $\sigma_a = 56 \text{ MPa}$ ,  $T = 250^\circ \text{C}$  im Bereich eines Mikrorissfeldes im Vergleich zur Referenzverteilung

Die beschriebenen quasihomogenen Schädigungsverteilungen, die bei Spannungsamplituden  $\sigma_a < 56 \text{ MPa}$  und  $T = 250^\circ \text{C}$  überwiegend auftreten, setzen sich aus Dekohäsion und Bruch zusammen. Dabei überwiegt das Brechen der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen. Die Eigenschaften der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen sind dabei maßgebend für die Auftretenswahrscheinlichkeit der Ermüdungsschädigungsinitiierung. Bei Spannungsamplituden  $\sigma_a > 56 \text{ MPa}$  kann aufgrund des Auftretens von Mikrorissfeldern der Einfluss der Einschlussmorphologie als gering eingestuft werden. Lichtmikroskopische Aufnahmen der Versuche mit einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = \pm 64 \text{ MPa}$  und dem damit einhergehenden Auftreten von Matrixrissfeldern, siehe beispielsweise die Oberflächendokumentationen aus Bild 86, zeigen deutlich die Unabhängigkeit des Ortes der Ermüdungsschädigungsinitiierung in Form von Dekohäsion von der Einschlussmorphologie. Es zeigt sich wiederum eine nahezu ausnahmslose Schädigung der Übergangsbereiche aller Siliziumkristalle bzw. intermetallischer Phasen – Brüche sind dabei von einer untergeordneten Bedeutung und können nur in Ausnahmefällen nachgewiesen werden.

Neben dem Einfluss der Beanspruchungshöhe ist der Einfluss der Einschlusseigenschaften auf die Ermüdungsschädigungsinitiierung durch den Anstieg der Prüftemperatur reduziert. Durch Analysen der Mantelflächen der durchgeführten Versuche bei Raumtemperatur (HCF- und LCF-Versuche) kann gezeigt werden, dass das Brechen einzelner großer unförmiger Siliziumkristalle zum makroskopischen Versagen der Probe führt. Das Versagen ist direkt mit dem singulären Ereignis „Bruch eines Siliziumkristalls“ verknüpft – eine direkte Matrixschädigung sowie Dekohäsion im Bereich des Phasenübergangs sind nicht festzustellen. Bei einer Prüftemperatur von  $T = 400^\circ \text{C}$  kann im LCF-Bereich die Ermüdungsschädigung als integrale Matrixzerrüttung, initiierend an Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen, identifiziert werden. Ermüdungsrissinitiierung in Form von gebrochenen Siliziumkristallen kann nicht festgestellt werden.



**Bild 112:** Schematische Zusammenfassung der auftretenden Ermüdungsschädigungsinitiationsformen bei unterschiedlichen Lasthöhen und Prüftemperaturen

Aus den Ergebnissen der detaillierten Untersuchungen zur Klärung des Einflusses der Einschlussmorphologie auf die Ermüdungsschädigungsinitiation, gewonnen aus den lichtmikroskopischen Dokumentationen der zyklischen Untersuchungen, zeigt **Bild 112** eine Übersicht der experimentell erzielten Untersuchungsergebnisse.

Bei dem gezeigten Schaubild ist auf der Abszisse die Prüftemperatur, auf der Ordinate die entsprechende Beanspruchungsamplitude aufgetragen. Durch die Analysen bei Raumtemperatur kann sowohl bei hoher und niedriger Beanspruchungsamplitude durch rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Ort der Ermüdungsrissinitiation als auch die Schädigungsevolution mit dem Brechen eines einzelnen Siliziumkristalls verknüpft werden. Matrixrisse sowie Rissinitiation an Phasenübergängen können nicht festgestellt werden. Das für das Versagen der Probe maßgebende, gebrochene Siliziumkristall weist große Abmessungen auf. Die Siliziumkristallmorphologie ist für den Ort der Ermüdungsschädigungsinitiation maßgebend. Bei den isothermen Versuchen bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  stellt man bei LCF-Beanspruchung eine Matrixzerrüttung, ausgehend von Dekohäsionsrissen am Übergang zwischen Matrix und Siliziumkristall / intermetallische Phase mit anschließender Gleitbandbildung, fest. Die HCF-Versuche weisen dagegen, korrespondierend zu den HCF-Versuchen bei niedriger Beanspruchungshöhe und  $T=250^{\circ}\text{C}$ , eine Übergangscharakteristik aus Brüchen und Dekohäsionsrissen auf. Matrixrissfelder werden bei den geprüften Amplituden nicht festgestellt. Eine Transitionsamplitude, welche den Wechsel der Mechanismen beschreibt, kann aufgrund der geringen Anzahl an Versuchen mit unterschiedlicher Amplitude nicht ermittelt werden. Den komplexesten Zusammenhang ermittelt man bei Untersuchungen mit einer Prüftemperatur von  $T=250^{\circ}\text{C}$ . Während bei Versuchen mit einer Spannungsamplitude von



$\sigma_a = \pm 48$  MPa weitgehend eine bruchdominierte Ermüdungsschädigungsinitiierung ermittelt werden kann, weisen Analysen der Mantelflächen bei Versuchen mit  $\sigma_a = \pm 64$  MPa ausschließlich Matrixschädigung in Form von Gleitbändern mit Extrusionen und Mikrorissbildung auf. Bei einer Amplitude von  $\sigma_a = \pm 56$  MPa können beide Ermüdungsschädigungsformen, probenspezifisch unterschiedlich ausgeprägt, nachgewiesen werden. Weder der Wechsel des Mechanismus der Mikrorissinitiierung in Abhängigkeit von der Beanspruchungsamplitudenhöhe noch das Auftreten von Mikrorissfeldern wird in spezifischer Literatur ausführlich diskutiert. Den einzigen Anhaltspunkt für eine Abhängigkeit des Ermüdungsschädigungsmechanismus von der Beanspruchungshöhe bei Aluminiumlegierungen liefern Kung und Fine in [44]: Untersuchungen an EN AW-2024-T4 und EN AW-2124-T4 zeigen eine Transition der Ermüdungsrissinitiierung von partikelbezogener Initiierung ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{AlMgCu}$ ) bei niedrigen Beanspruchungshöhen zu matrixbezogener Initiierung und Wachstum von Ermüdungsmikrorissen bei hoher zyklischer Beanspruchung.

### 7 Numerische Untersuchungen

Bei rechnerischen Untersuchungen von inhomogenen Werkstoffen, wie der hier untersuchten Kolbengusslegierung AlSi12Cu4MgNi2, kann zwischen zwei verschiedenen Ansätzen unterschieden werden.

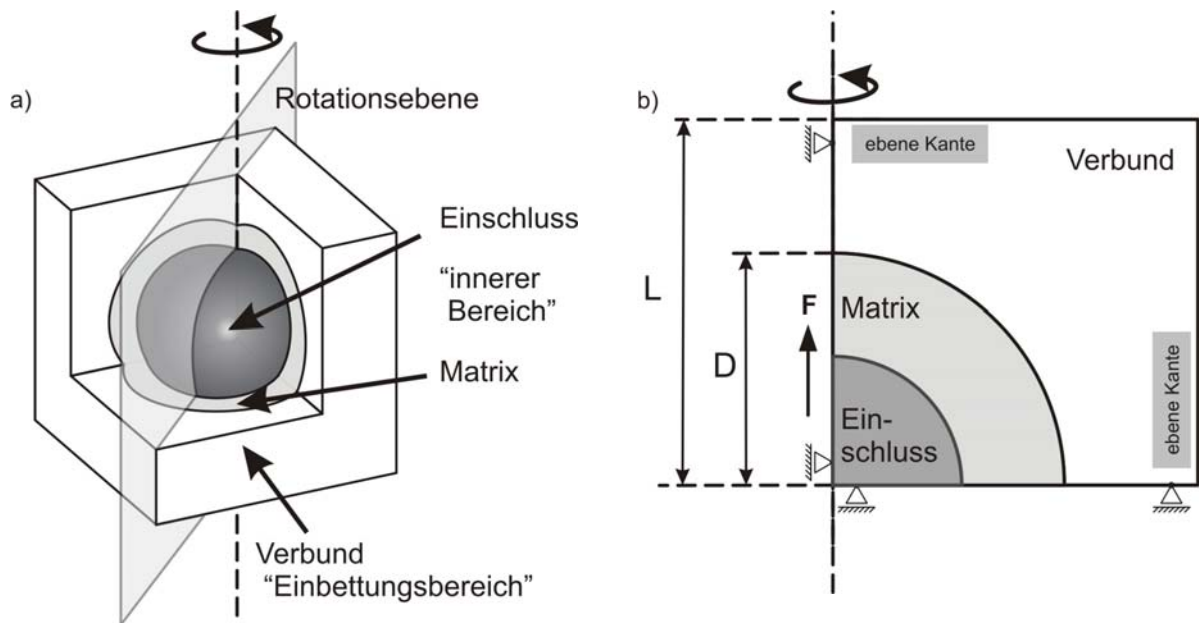
Ein großer Anwendungsbereich von rechnerischen Untersuchungen an inhomogenen Werkstoffen ist in der Berechnung eines makroskopisch homogenisierten Verhaltens begründet. Die Ermittlung des als effektiv bezeichneten Verhaltens kann neben der Homogenisierung des mechanischen Verhaltens auch thermische, elektrische und elektromechanische Eigenschaften umfassen. In Kapitel 6.1 wurde mit den analytischen Homogenisierungsverfahren nach Eshelby und den Erweiterungen von Mori und Tanaka auf Mehreinschlusssysteme erste Ergebnisse zur Beschreibung der Lastverteilung zwischen Matrix- und Einschlussphase bei AlSi12Cu4MgNi2 erzielt. Mit diesen Ansätzen kann bei einer elastischen Beanspruchungshöhe die mittlere Lastverteilung bei unterschiedlichen mechanischen Phaseneigenschaften sowie der Einfluss des Volumenanteils und der mittleren Orientierung der Einschlüsse ermittelt werden. Zur Analyse der wirkenden lokalen Mechanismen der Ermüdungsschädigung eignet sich dieses Vorgehen dagegen nur sehr eingeschränkt.

Das makroskopisch gemittelte Verhalten der Einschlussphasen kann die lokal wirkenden Schädigungsmechanismen nicht erklären. So sind die berechneten homogenisierten Abweichungen von der jeweiligen Beanspruchungshöhe zu gering, um direkte Verknüpfungen zu Schädigungsmechanismen zu entwickeln. Lokal begrenzt auftretende Spannungserhöhungen an ungünstig orientierten Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen sowie hohe lokale Beanspruchungen, die aufgrund der Kompatibilitätsbedingung an den Phasengrenzen auftreten, werden durch die vorgestellten Homogenisierungskonzepte konzeptionell nicht abgebildet. Darüber hinaus kann die Orientierung und Form der Einschlüsse nicht einzeln berücksichtigt werden. Zur Analyse der temperatur- und lastabhängigen Schädigungsmechanismen sind aber mikrostrukturell lokale Beanspruchungen notwendig. Die experimentellen Untersuchungen an AlSi12Cu4MgNi2 haben gezeigt, dass Schädigung in Form von beispielsweise Einschlussversagen durch Bruch oder Ablösung nicht einer homogenen Verteilung unterliegt, sondern in ihrer Intensität und Auftreten lokal sehr unterschiedlich sein kann.

Zur numerischen Analyse von lokalen Beanspruchungshöhen an diskreten Mikrostrukturen stehen verschiedene Ansätze auf der Basis von Einheitszellen („Unit Cell methods“), Einbettungsverfahren („Embedded Cell Approaches“) und Ausschnittsverfahren („Windowing Approaches“) zur Auswahl. Einen ausführlichen Überblick über die Konzeption und Anwendungsmöglichkeiten der unterschiedlichen Verfahren liefert Böhm in [113].

Bei den Einheitszellenverfahren wird eine mögliche Periodizität der Mikrostruktur ausgenutzt. Durch die geschickte Wahl einer periodisch anzuordnenden Referenzzelle kann bei entsprechend vorliegender Mikrostruktur durch die Wahl adäquater Randbedingungen das lokale Verhalten ohne Informationsverlust berechnet werden. Die Schwierigkeit des Verfahrens begründet sich in der Ermittlung und Wahl einer entsprechenden Einheitszelle mit zugehörigen Randbedingungen. Insbesondere bei der Analyse von regellosen Einschluss- bzw. Faserverteilungen ist der Anwendungsbereich der Einheitszellenmethode begrenzt [114].

Zur Simulation des mechanischen Verhaltens von Zweiphasensystemen mit unregelmäßiger Einschlussanordnung kann erfolgreich ein Einbettungsverfahren angewendet werden. Beim Einbettungsverfahren wird der innere Bereich, den Volumenanteilen der Einschluss- und Matrixphase entsprechend, modelliert. Dieser innere Bereich, oft auch „Core Region“ genannt, wird in eine Verbundstruktur eingebettet, siehe Bild 113.



**Bild 113:** Prinzip des Einbettungsverfahrens – a) Konzeption des Einbettungsverfahrens, b) Rotationssymmetrische Umsetzung im Rahmen eines Finite Elemente Berechnungsansatzes - schematische Darstellung

Ab einer bestimmten Größe dieser Einbettungsstruktur ist der Einfluss der Randbedingungen auf das Ergebnis des inneren Bereichs vernachlässigbar gering. So schlagen Dong et al. in [115] ein Verhältnis von der Länge des Einbettungsbereichs  $L$  zum Durchmesser des eingebetteten Bereichs  $D$  von  $L/D=5$  vor. Die auf das Modell aufgebrachten Randbedingungen, wie beispielsweise in **Bild 113 b)** abgebildet, wie die Forderung nach ebenen Flächen / Kanten in  $x$ - und  $y$ -Richtung, haben nur einen minimalen Einfluss auf das lokale Ergebnis des inneren Bereichs. Auch der Einfluss der Form des eingebetteten Bereichs ist im Vergleich zu den Einheitszellenkonzepten, deren Form und Randbedingungen die notwendige Periodizität abbilden müssen, deutlich reduziert.

Bei den Ausschnittsverfahren werden mikrostrukturelle Testausschnitte unterschiedlicher Größe verwendet. Die kritische Größe des verwendeten charakteristischen Volumenelements (RVE) bzw. Flächenausschnitts zur korrekten Beschreibung des Materialverhaltens aus mikrostrukturellen Größen lässt sich durch Untersuchungen mit dehnungs- und spannungskontrollierten Randbedingungen ermitteln [116]. Ein übliches Maß des zu verwendeten charakteristischen Volumenelements beträgt das zeh- bis einhundertfache der betrachteten Inhomogenitäts- bzw. Einschlussgröße [71]. Die Ableitbarkeit makroskopischer Größen aus der Verwendung von mesoskopischen charakteristischen Ausschnitten kann durch entsprechende Untersuchungen, beispielsweise durch statistische Analysen der Einschlussverteilung zusätzlich verifiziert werden.

Mittels der beschriebenen Herangehensweise wird im Rahmen dieser Arbeit die Charakteristik der lokalen Spannungs- und Dehnungsverteilung unter statischer (und zyklischer) Belastung, sowie die Lastübernahme der Einschlüsse und die Ausbildung lokaler Plastizität der duktilen Matrixphase mit der Finite-Elemente Methode bestimmt. Im Rahmen der Untersuchungen werden im Gegensatz zu den idealisierten Homogenisierungsverfahren Realstrukturen, welche aus metallografischen Schliffrn ermittelt werden können, verwendet.

Zur Simulation zyklischen Werkstoffverhaltens unter Berücksichtigung von Ver- und Entfestigungsvorgängen existieren fortschrittliche Werkstoffgesetze unter Berücksichtigung einer nichtlinearen kinematischen Verfestigungsregel [117]. Durch die Modellformulierung nach

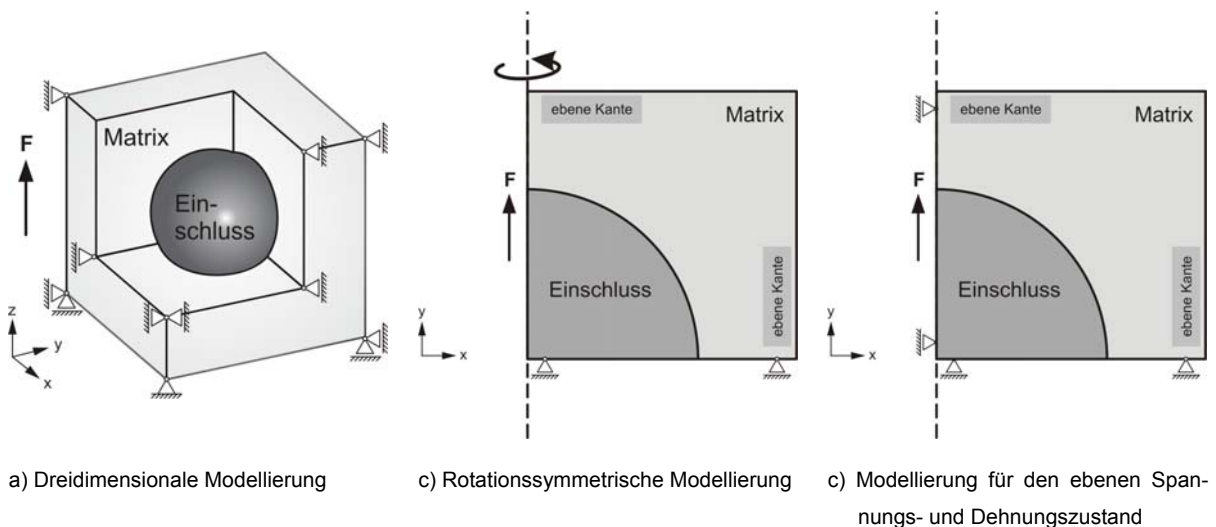
beispielsweise Chaboche kann das zyklische Werkstoffverhalten (insbesondere Verfestigung) unter isothermen Bedingungen abgebildet werden [118]. Eine Anwendung von zyklischen Verfestigungsmodellen in FE-Anwendungen ist insbesondere für LCF-Beanspruchungen zur numerischen Beschreibung des Bauschinger-Effekts, des Masing-Verhaltens sowie Ratchetting sinnvoll. Bei der Anwendung fortschrittlicher Werkstoffgesetze ist eine Vielzahl an Modellparametern sukzessiv an die Werkstoffeigenschaften zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens anzupassen. Bei  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  wird den spröden Einschlussphasen ein elastisches Werkstoffverhalten zugeordnet. Der Werkstoff als auch die Matrixphase kann konzeptionell mit zyklischen Werkstoffmodellen modelliert werden. Zur Berücksichtigung von zyklischem Werkstoffverhalten im Rahmen der vorgestellten Mikrostruktursimulationen muss die Matrixphase mit einem zyklischen Werkstoffgesetz beschrieben werden können. Schon die Parameteranpassung von einphasigen Werkstoffen an experimentelle Daten ist aufgrund der gegenseitigen Beeinflussung äußerst komplex und kann nur numerisch erfolgen. Für die Matrixphase von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  sind keine experimentellen Daten direkt zu ermitteln, siehe Kapitel 7.2. Eine Anwendung fortgeschrittener Werkstoffmodelle zur Beschreibung der Matrixphase von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  mit zyklischen Werkstoffmodellen ist nahezu unmöglich. Darüber hinaus ist die Verwendung zyklischer Werkstoffmodelle wie auch überhaupt die Durchführung von Simulationen zur Beschreibung von HCF-Beanspruchungen wie auch von LCF-Beanspruchungen mit hohen Lastwechselzahlen nur eingeschränkt durchführbar. Inwiefern ein an makroskopische experimentelle Daten angepasstes Werkstoffmodell lokale Bereiche mit hohen Mehrachsigkeiten und lokalem plastischem Fließen im Rahmen einer Mikrostruktursimulation abbilden kann, ist dazu nur unzureichend bekannt. Numerische Untersuchungen unter Berücksichtigung zyklischer Stoffgesetze werden aus diesen Gründen im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt. Die Berechnung von einer Vielzahl von Lastwechseln ist hier nicht zielführend. Einzig allein die akkumulierten plastischen Dehnungen nehmen bei isotropen Verfestigungsmodellen über die Lastwechselzahl zu. Verbesserte Ergebnisse zu Ermüdungsschädigungsmechanismen durch die Berechnung von Lastwechseln sind unabhängig von der Verwendung von fortschrittlichen Werkstoffmodellen aufgrund der Nichtberücksichtigung der Auswirkung lokaler Versetzungsbewegungsvorgänge nicht zu erwarten.

Ziel der numerischen Untersuchungen ist es, Rückschlüsse auf die experimentell ermittelten Schädigungsmechanismen in Abhängigkeit zur real vorliegenden Mikrostruktur durch die lokale Beschreibung der Spannungs- und Dehnungsverteilung ziehen zu können. Um mittels Einbettungs- bzw. Ausschnittsverfahren Berechnungen durchführen zu können, muss das Materialverhalten der einzelnen Phasen bekannt sein. Durch die in Kapitel 4.4 vorgestellten experimentellen Zugversuchsdaten von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  ist das Gesamtverhalten bekannt. Die Einschlusseigenschaften von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen können durch die in Kapitel 6.1.2 vorgestellte Ableitung der elastischen Eigenschaften aus Härtemessungen ermittelt werden. Das Materialverhalten von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen wird aufgrund der spröden Charakteristik als linear-elastisch definiert. Im Rahmen einer Vielzahl von Untersuchungen an partikel- bzw. faserverstärkten Verbundmaterialien sind die Matrixeigenschaften bekannt, bzw. können durch experimentelle Untersuchungen des unverstärkten Matrixmaterials bestimmt werden. Bei  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  als komplexe Kolbengusslegierung kann weder die Matrixphase durch Verzicht auf einzelne Legierungselemente experimentell hergestellt, noch die Fließkurve der Matrix experimentell bestimmt werden. Aufgrund der immensen Skalenunterschiede zwischen Siliziumkristallen, intermetallischen Phasen und vergrößerten  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen können Letztere auch im Rahmen einer Mikrostruktursimulation nicht auf der gleichen Größenskala abgebildet und berücksichtigt werden. Um Simulationen überhaupt durchführen zu können, muss ein Berechnungsverfahren entwickelt werden, welches die Ermittlung der Fließkurve der duktilen

Matrixphase aus den experimentellen Fließkurven der Gusslegierung und den elastischen Eigenschaften der Einschlussphasen ermöglicht.

### 7.1 Modellierungsansätze bei AlSi12Cu4MgNi2

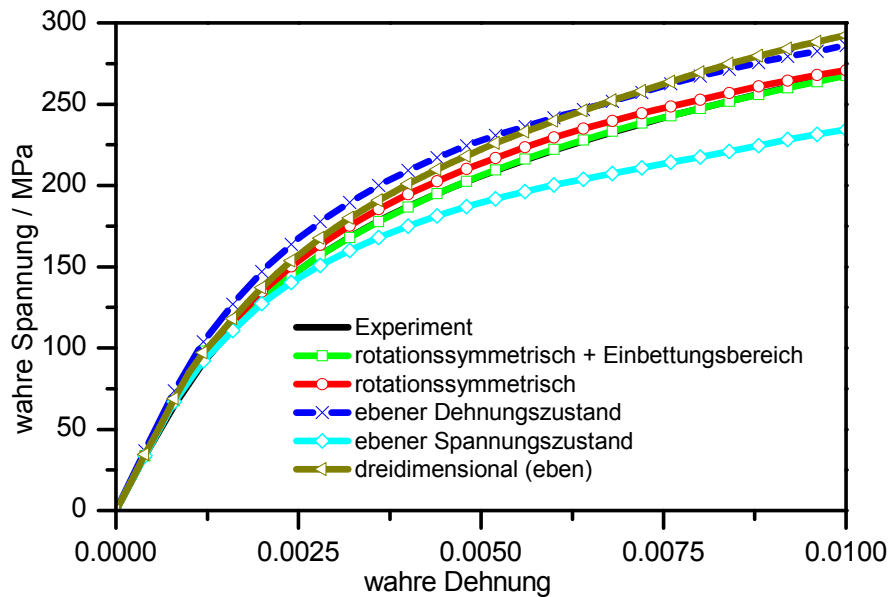
Realitätsnahe dreidimensionale Berechnungen von Mikrostrukturen gestalten sich aufgrund der notwendigen Ermittlung von dreidimensionalen Informationen der Mikrostruktur als aufwendig. Mittels computertomografischen Analysen können mit entsprechender Software lokale Mikrostrukturen rekonstruiert werden [119]. Im Rahmen dieser Arbeit war es nicht möglich, dreidimensionale Mikrostrukturausschnitte von AlSi12Cu4MgNi2 für die numerische Simulation bereitzustellen. Dementsprechend muss auf ebene (2D) bzw. rotationssymmetrische Vereinfachungen zurückgegriffen werden. Die verwendeten Modellansätze führen aufgrund der aufgebrachten modellbedingten Randbedingungen unabhängig von den verwendeten Werkstofffließkurven zu einer simulationsartbedingt spezifischen Bauteilfließkurve. Für die Bewertung der Ergebnisse der mikrostrukturellen Simulationen muss dieses Verhalten berücksichtigt werden. Zur Bewertung des Einflusses der Berechnungsarten auf die Bauteilfließkurve wurden numerische Modelle unter Berücksichtigung des ermittelten Phasenanteils von Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen bei AlSi12Cu4MgNi2 von 27,2% erstellt. Bei allen Modellen wurde ein in der Matrixphase eingebetteter Einzelschluss mit entsprechendem Volumenanteil modelliert, siehe [Bild 114](#).



**Bild 114:** Verwendete Modellierungsarten zur Ermittlung des Einflusses auf die Bauteilfließkurve – schematische Darstellung

Den Einfluss der Berechnungsarten auf das Spannungs- und Dehnungsverhalten von AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur zeigt [Bild 115](#). Bei der Erstellung des Schaubildes wurde, vorausgreifend auf die Ergebnisse der Berechnungen zur Ermittlung der Matrixfließkurve, das dort ermittelte Materialverhalten zur Beschreibung von AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur zugrunde gelegt. Die Bestimmung der Matrixfließkurve wurde an einem rotationssymmetrischen Modell mit Einbettungsbereich durchgeführt, siehe Kapitel 7.2. Die gezeigte perfekte Übereinstimmung zwischen dem Ergebnis der rotationssymmetrischen Rechnung mit Einbettungsbereich und der experimentellen Fließkurve begründet sich in der Anpassung der Matrixfließkurve an diese Berechnungsart. Die steifere Charakteristik des Materialverhaltens der rotationssymmetrischen Modellierung ohne Einbettungsbereich begründet sich in dem starken Einfluss der konzeptionell aufzubringenden Randbedingungen bzw. der Forderung nach ebenen Außenflächen. Die realitätsnahen Ergebnisse der rotationssymmetrischen Berechnungen können aber bei der Analyse von realen Mikrostrukturen auf der Basis von Schlibfbildern nicht verwendet werden. Ein Einschluss, welcher sich nicht auf der Rotations-

achse befindet, wird bei dieser Berechnungsart als Torus abgebildet. Ohne weitere Untersuchungen wird dieser Ansatz aufgrund der offensichtlichen Realitätsferne für die Analyse von Realstrukturen verworfen.



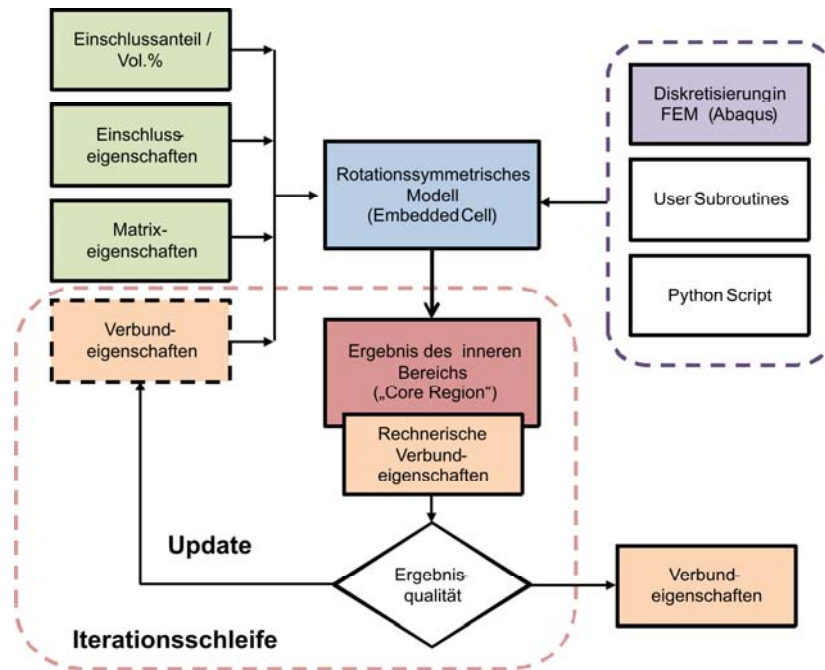
**Bild 115:** Berechnete Spannungs-Dehnungs-Verläufe von AISi12Cu4MgNi2 bei 2D-Modellen (EDZ / ESZ), rotationssymmetrischen Modellen und dreidimensionaler Modellierung

Die Verwendung eines ebenen Dehnungszustandes (EDZ) weist aufgrund der Bedingung  $\varepsilon_z = 0$  ein tendenziell zu steifes Verhalten – die Verwendung eines ebenen Spannungszustands (ESZ) aufgrund  $\sigma_z = 0$  ein tendenziell zu weiches Verhalten auf. Üblicherweise wird das mikrostrukturelle Verhalten bei zweidimensionalen Berechnungen als ebener Dehnungszustand modelliert. Durch diese Modellierung soll das Verhalten im Werkstoffinneren, wo ein näherungsweise ebener Dehnungszustand postuliert wird, angemessen abgebildet werden können. Für die im Rahmen der Mikrostrukturanalyse unüblichen Berechnungen an der Probenoberfläche wird die Verwendung eines ebenen Spannungszustandes nahegelegt.

## 7.2 Numerische Ermittlung der Phaseneigenschaften

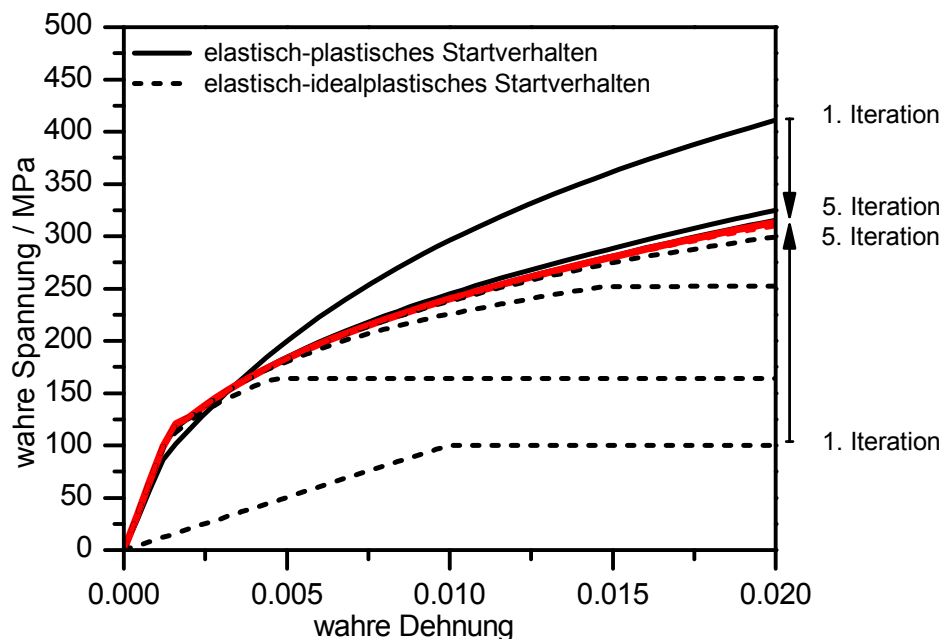
Für die Mikrostruktursimulation werden die Eigenschaften der identifizierten intermetallischen Phasen nicht explizit in der Rechnung berücksichtigt. Die elastischen Kennwerte der intermetallischen Phasen unterscheiden sich nur gering von den Eigenschaften der Siliziumkristalle, vgl. [Tabelle 18](#). Um ein Berechnungsverfahren zur Ermittlung der Matrixfließkurve entwickeln zu können, ist eine Modellvorstellung als Zweistoffsystem vorteilhaft. In den Simulationen werden die in dieser Größenskala ermittelbaren intermetallischen Phasen ( $Mg_2Si$ , Cu-Ni-Aluminide, usw.) mit den elastischen Eigenschaften der Siliziumkristalle versehen. Der durch diese Vereinfachung eingebrachte Fehler ist aufgrund der kleinen Eigenschaftsunterschiede gering.

Ausgehend von den hier gezeigten Zusammenhängen wird ein Verfahren zur Ermittlung der Matrixwerkstofffließkurve als rotationssymmetrisches Modell konzipiert. Dadurch kann der Einfluss von konzeptionellen Zwängungen in Form von Randbedingungen deutlich reduziert werden. Bei der Analyse von realen Mikrostrukturen wird auf die Berechnungsform mit ebener Dehnungszustand (EDZ) zurückgegriffen. Exemplarisch wird das ermittelte Verhalten mit Berechnungsergebnissen unter Verwendung des ebenen Spannungszustandes (ESZ) vergleichend gezeigt.



**Bild 116:** Ablaufdiagramm des implementierten selbstkonsistenten Embedded-Cell-Verfahrens mit rotationssymmetrischem Finite Elemente-Modell zur Abschätzung der mechanischen Verbundeigenschaften

Ausgangspunkt der numerischen Ermittlung der Matrixfließkurve ist das in der Einleitung des Kapitels kurz umrissene Einbettungsverfahren („Embedded Cell“). Neben der realitätsnahen Berücksichtigung von Randbedingungen kann auf der Basis eines inneren und eines Verbundbereichs eine Vorgehensweise zur Bestimmung der Verbundeigenschaften entwickelt werden. Die Vorgehensweise des hier konzipierten Verfahrens lehnt sich an die konzeptionellen Arbeiten von Schmauder et al. zur Beschreibung der Verbundeigenschaften an faser- und partikelverstärkten Materialien auf der Basis einer selbstkonsistenten Einbettungszelle („Embedded Cell“) an [114][115][120]-[122].



**Bild 117:** Ergebnisdarstellung des selbstkonsistenten Einschlussverfahrens (rotationssymmetrisches Modell) bei unterschiedlichen Startbedingungen

Die Konzeption des hier angewendeten Verfahrens ist als Ablaufdiagramm in Bild 116 dargestellt. Als Grundlage des Verfahrens dient ein rotationssymmetrisches Finite Elemente-Modell, vgl. Bild 113. Zur Modellerstellung muss der Volumenanteil der Einschlussphase im Modell abgebildet werden. Für die Untersuchungen an AlSi12Cu4MgNi2 wurde auf der Basis der umfangreichen Mantelflächendokumentationen ein mittlerer Einschlussphasenanteil von 27,2% ermittelt. Das selbstkonsistente Einbettungsverfahren bedingt Kenntnisse der mechanischen Eigenschaften von Matrix- und Einschlussphase. Aus diesen Informationen können die Verbundeigenschaften näherungsweise berechnet werden. Bei der Modellerstellung kann dem Einbettungsmaterial, welches im Folgenden iterativ ermittelt werden soll, ein beliebiges Werkstoffverhalten zugewiesen werden. Mittels speziell konzipierten Analyse- und Auswerterroutinen auf der Basis von Abaqus User Subroutines (Solver) und Python-Skripten (Postprocessing) kann das mechanische Verhalten des inneren Bereichs, eingebettet in beliebiges Einbettungsmaterial, ermittelt und als Fließkurve verdichtet, dem Einbettungsbereich als Werkstoffverhalten für die nächste Iteration aufgegeben werden. Schon nach wenigen Iterationen stellt sich ein Gleichgewichtszustand zwischen dem mechanischen Verhalten des inneren und des äußeren Bereichs ein. Bei Erreichen des Gleichgewichtszustandes ist das mechanische Verhalten des Mehrphasenwerkstoffs bestimmt. Das Erreichen eines Gleichgewichtszustandes ist unabhängig von dem angenommenen Verhalten des Einbettungsbereichs für den ersten Rechenlauf nach fünf Iterationen abgeschlossen. Bild 117 zeigt für ein frei gewähltes elastisch-plastisches und ein elastisch-idealplastisches Startverhalten des Einbettungsbereichs das Ergebnis des selbstkonsistenten Einschlussverfahrens. Nach fünf Iterationen ist das Gleichgewichtsergebnis beider Startbedingungen identisch – die Verbundeigenschaften bei hier frei gewählten Matrix- und Einschlussfließkurven somit bestimmt.

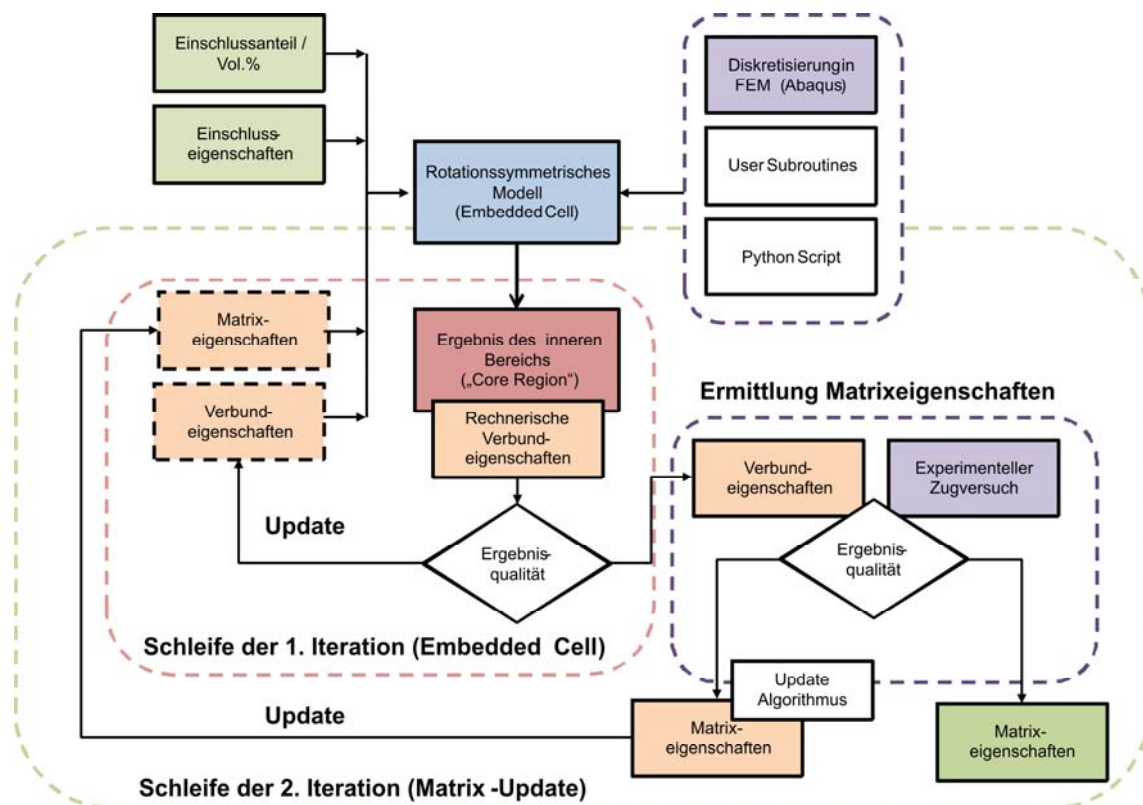
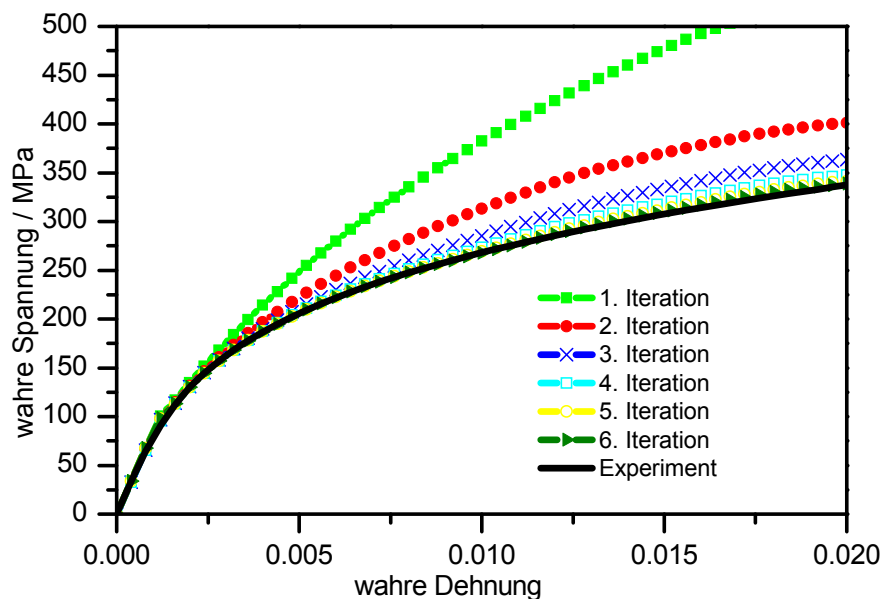


Bild 118: Ablaufdiagramm des zur Ermittlung der Matrixeigenschaften weiterentwickelten selbstkonsistenten Einbettungsverfahrens – Berücksichtigung einer zweiten Iterationsschleife mit Update der Matrixeigenschaften



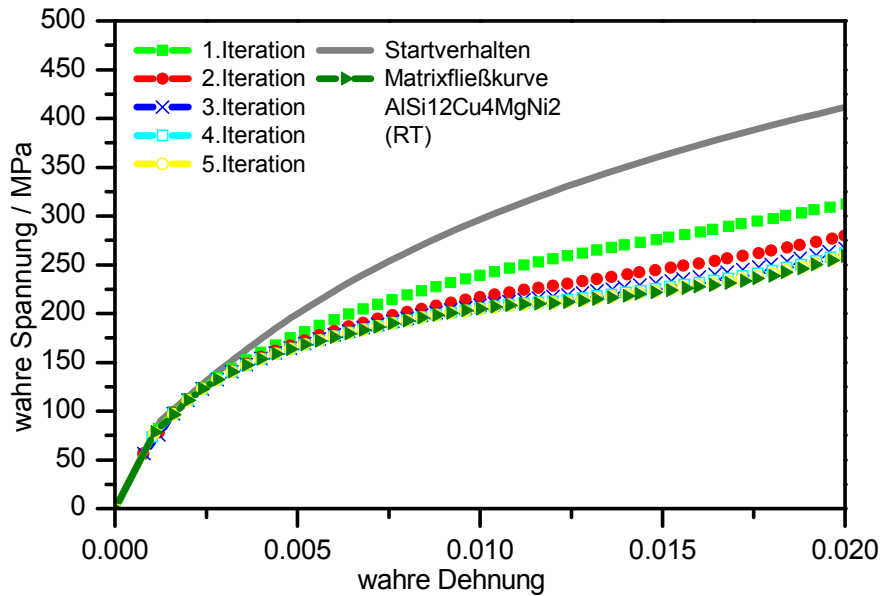
Zur Abschätzung der Matrixfließkurve aus experimentellen Ergebnissen des Zugversuchs von AlSi12Cu4MgNi2 bei unterschiedlichen Temperaturen und den elastischen Eigenschaften der Einschlussphase eignet sich das hier vorgestellte und in Literatur und Anwendung weitverbreitete Verfahren nicht. Es kann aber zur Ermittlung der Matrixfließkurve weiterentwickelt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Modell auf der Basis des selbstkonsistenten Einbettungsverfahrens entwickelt, welches es automatisiert ermöglicht, Aussagen zur Matrixfließkurve zu treffen.

Das Ablaufdiagramm des entwickelten Verfahrens zur Ermittlung der Matrixfließkurve zeigt [Bild 118](#). Das selbstkonsistente Einbettungsverfahren stellt das zentrale Element der entwickelten Vorgehensweise dar. Wie gezeigt kann die Werkstofffließkurve eines Mehrphasenwerkstoffs mittels Einbettungsverfahren aus den Eigenschaften der Einzelphasen berechnet werden. Das weiterentwickelte Verfahren definiert eine weitere Iterationsschleife zur Anpassung der Matrixfließkurve um das vorgestellte selbstkonsistente Einbettungsverfahren. In der 1. Iteration sind sowohl die Verbundeigenschaften als auch die Matrixeigenschaften frei wählbar. Der Elastizitätsmodul der Einschlussphase wurde gemäß Tabelle 18 bei Raumtemperatur zu  $E=130$  GPa bestimmt. Durch die Iterationen des Einbettungsverfahrens werden aus der frei wählbaren Matrixfließkurve die Verbundeigenschaften berechnet. Diese rechnerische (wahre) Fließkurve wird mit einer experimentell ermittelten wahren Fließkurve aus Zugversuchsdaten verglichen und ihre Anpassungsgüte bewertet.



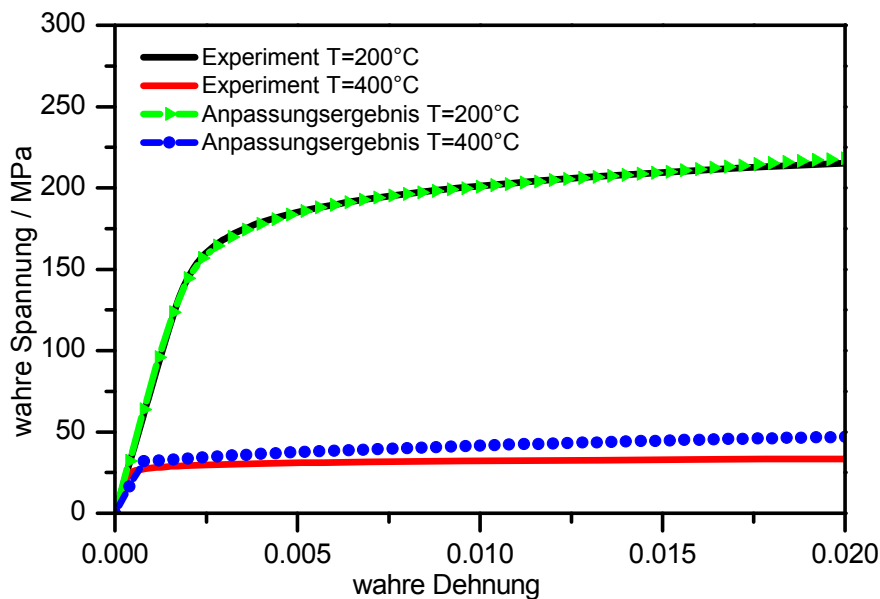
**Bild 119:** Ergebnisse des weiterentwickelten Einbettungsverfahrens zur Ermittlung der Matrixfließkurve – Anpassung an experimentelle Zugversuchsdaten bei Raumtemperatur (Z9)

Bei abweichenden Ergebnissen der rechnerischen und experimentellen Fließkurve wird die frei gewählte Matrixfließkurve durch einen frei zu definierenden Update-Algorithmus modifiziert und diese modifizierte Matrixfließkurve als neue Startbedingung für den nächsten Iterationsschritt dem selbstkonsistenten Einbettungsverfahren übergeben. [Bild 119](#) zeigt das Anpassungsergebnis des Verfahrens für AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur.



**Bild 120:** Iterativ ermittelte Matrixfließkurve für AISi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur

Nach sechs rechnerischen Matrixmodifikationen weist das rechnerische Ergebnis eine sehr gute Übereinstimmung mit dem experimentellen Zugversuch auf. **Bild 120** zeigt die den Ergebnissen zugrunde liegenden Matrixfließkurven der jeweiligen Iterationen.



**Bild 121:** Ergebnisse des weiterentwickelten Einbettungsverfahrens zur Ermittlung der Matrixfließkurve – Anpassung an experimentelle Zugversuchsdaten bei T=200°C (Z10)

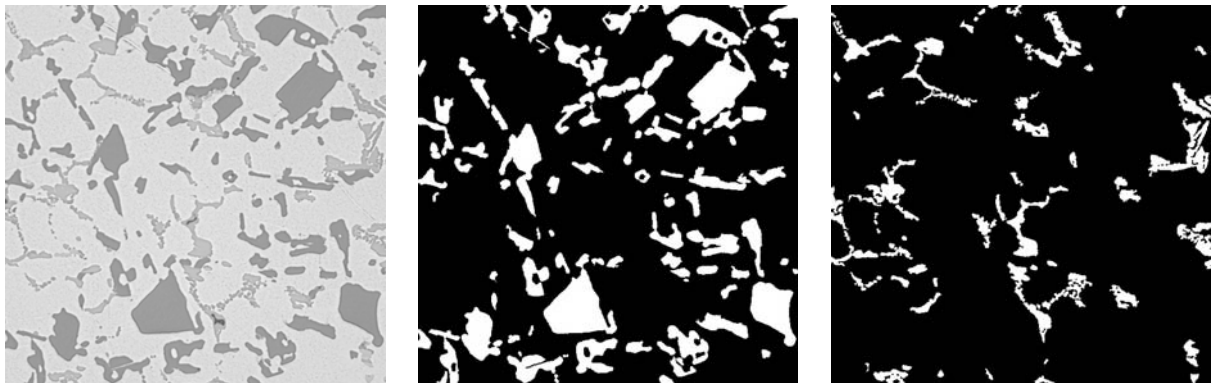
Das vorgestellte Verfahren ist auf weitere experimentelle Zugversuchsergebnisse übertragbar. **Bild 121** zeigt die numerische Anpassung an die Zugversuchsergebnisse von AISi12Cu4MgNi2 bei einer Prüftemperatur von T=200°C und T=400°C. Auch hier kann nach wenigen Iterationsschleifen die Matrixfließkurve rechnerisch ermittelt werden.

Die Anpassungsergebnisse der Iterationsschleifen und die zugehörigen Matrixfließkurven bei erhöhten Temperaturen sind im Anhang hinterlegt. Die ermittelten Matrixfließkurven von AISi12Cu4MgNi2 entsprechen insbesondere bei T=400°C einem nahezu linear-elastisch-idealplastischen Verhalten. Dieses Verhalten ist nicht überraschend. So weisen Aluminium-

knetlegierungen der 2xxx-Serie, welche ebenfalls in der Matrix verteilte  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Ausscheidungen aufweisen und ihrer chemischen Zusammensetzung entsprechend näherungsweise der Matrix von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  entsprechen, ein bei höheren Temperaturen nahezu idealplastisches Verhalten auf. Zur Anwendung des implementierten Update-Algorithmus wurden die experimentellen Zugversuchsergebnisse mittels der Ramberg-Osgood-Beziehung diskretisiert. Zur Ermittlung des E-Moduls der Matrixphase wurde das für den elastischen Bereich gültige Einschlussverfahren nach Eshelby herangezogen, der E-Modul analytisch berechnet, vgl. Vorgehensweise und Ergebnisse aus Kapitel 6.1.2, und das analytische Ergebnis den numerischen Untersuchungen übergeben. Die vorgestellten Anpassungsergebnisse weisen unter Berücksichtigung der analytisch berechneten E-Module eine sehr gute Übereinstimmung im elastischen Bereich auf.

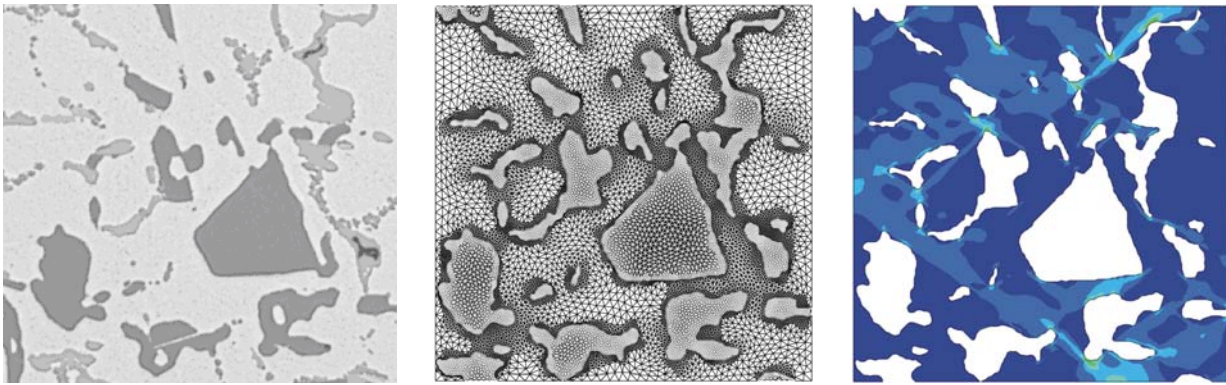
### 7.3 Modellerstellung an Realstrukturen von $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$ aus Schlibfbildern und Oberflächenaufnahmen

Reale mikrostrukturelle Ausschnitte von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  sind komplex aufgebaut und weisen unterschiedliche Phasen, Größenverteilungen und Anordnungen auf, siehe Kapitel 4. Vereinfachte Modelle stellen eine Möglichkeit dar, qualitative Aussagen über das mechanische Verhalten des Mikrostrukturgefüges treffen zu können. Durch Binärbilder der Gefügestruktur (oder weitere Abstufungen bei weiteren Phasen) kann eine realitätsnahe Grundlage für Simulationen auf Basis der Methode der Finiten Elemente geschaffen werden.



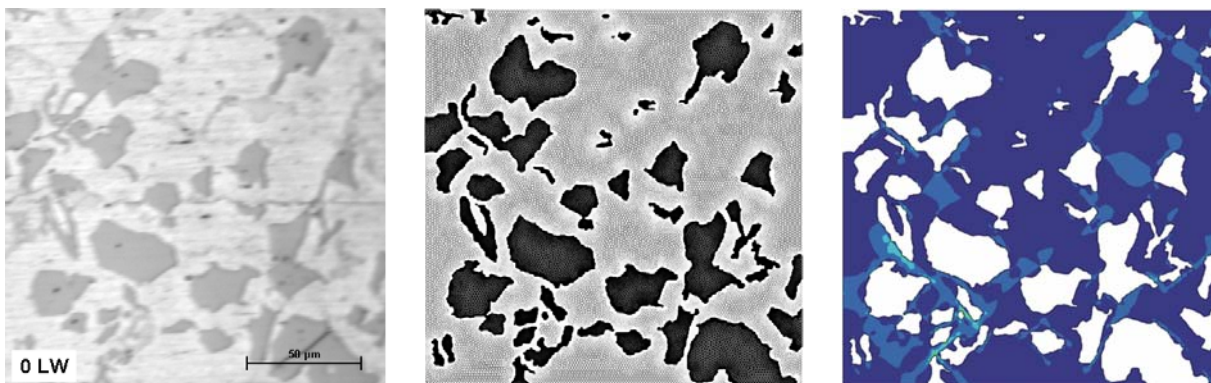
**Bild 122:** Referenzschlibfbild zur Vorgehensweise der Modellerstellung realitätsnaher FE-Untersuchungen – a) Schlibfbild, b) Ermittlung der Siliziumkristalle, c) Ermittlung intermetallischer Phasen

Für die Modellerstellungen werden metallografische Schlibfbilder von  $\text{AlSi12Cu4MgNi2}$  bereichsweise in Siliziumkristalle, intermetallische Phasen und Aluminiummatrixbereiche unterteilt. Neben Schlibfbildern können auch Oberflächenaufnahmen des Werkstoffs verwendet werden. Die Vorgehensweise ist beispielhaft an dem in [Bild 122](#) gezeigten Schlibfbild dokumentiert. Aus dem Schlibfbild wurden unter Verwendung des Farbkontrasts zur Unterscheidung, Siliziumkristalle und intermetallische Phasen identifiziert und in Schwarz-Weiß-Bildern dokumentiert. Bei der vereinfachten Modellvorstellung eines Zweiphasenwerkstoffs ist nur zwischen Matrix und Einschlussphase zu unterscheiden.



**Bild 123:** Vernetzung und Finite Elemente-Modell eines ausgewählten Mikrostrukturausschnittes (100x100 µm) des Referenzschliffbilds von AlSi12Cu4MgNi2

Für den Aufbau des Finite Elemente-Modells wird das erstellte Binärbild in das kommerzielle Pre-Processing-Programm PATRAN eingelesen und mit einer an der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart entwickelten Routine für heterogene Mikrostrukturen vernetzt [123]-[125]. Bei komplexen mikrostrukturellen Besonderheiten, wie beispielsweise kleine und scharfkantige Einschlüsse, wurde das Binärbild manuell diskretisiert. Ein Beispiel zur Diskretisierung einer realen Mikrostruktur auf Basis eines metallografischen Schliffbildes zeigt **Bild 123**. Die Phasengrenzen werden dabei als Elementkanten abgebildet. Auf den Einsatz von hybriden, speziellen Übergangs- oder mehrphasigen Elementen wird im Rahmen dieser Arbeit verzichtet. Durch die sehr feine Vernetzung können lokale Einflüsse aus der Vernetzung, insbesondere an den hoch aufgelösten Phasengrenzen, auf ein Minimum reduziert werden.



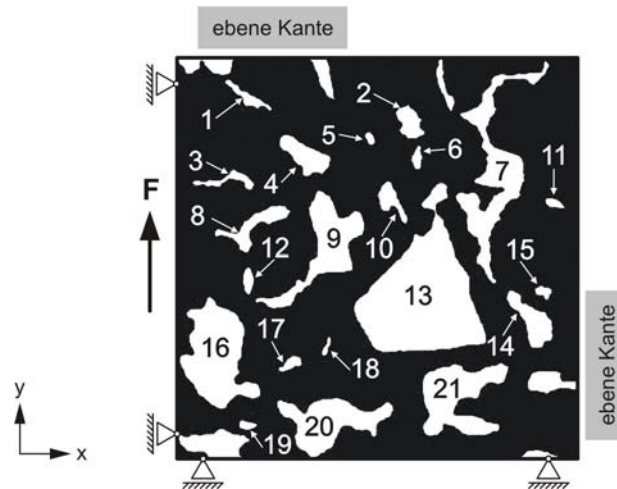
**Bild 124:** Vernetzung und Finite Elemente-Modell eines ausgewählten Oberflächenausschnittes der zyklischen Untersuchungen von AlSi12Cu4MgNi2

Bei der Überführung von Oberflächenausschnitten der zyklischen Untersuchungen kann die gleiche Vorgehensweise angewendet werden. Dabei muss aber bei der Erstellung der Binärbilder der Einfluss von Randabschattungen und Aufnahmequalitätsunterschieden manuell korrigiert werden. **Bild 124** zeigt die Diskretisierung des Oberflächenausschnitts der ausführlichen Dokumentation des Mikrorissfeldes der zyklischen Untersuchungen bei  $T=250^{\circ}\text{C}$ . Dabei wurde ein extrem feines Netz gewählt, um lokale Einflüsse bestmöglich abzubilden.

Alle numerischen Berechnungen werden mit der kommerziellen Finite-Elemente-Software Abaqus 6.8.2 durchgeführt [124]. Hierzu werden wie gezeigt den Modellen diskretisierte Realmikrostrukturen sowie das temperaturabhängige Materialverhalten für Matrix- und Einschlussphasen, siehe Kapitel 7.2, zugrunde gelegt. Der Berechnungsvorgang wird am Beispiel des als Referenzmikrostruktur bezeichneten Modells aus Bild 123 gezeigt. Durch die Wahl der Elemente wird hier ein ebener Dehnungszustand (EDZ) definiert. Damit wird eine

im Vergleich zur Realität steifere Werkstoffcharakteristik begründet, vgl. die Ergebnisse der unterschiedlichen Berechnungsarten aus Kapitel 7.1.

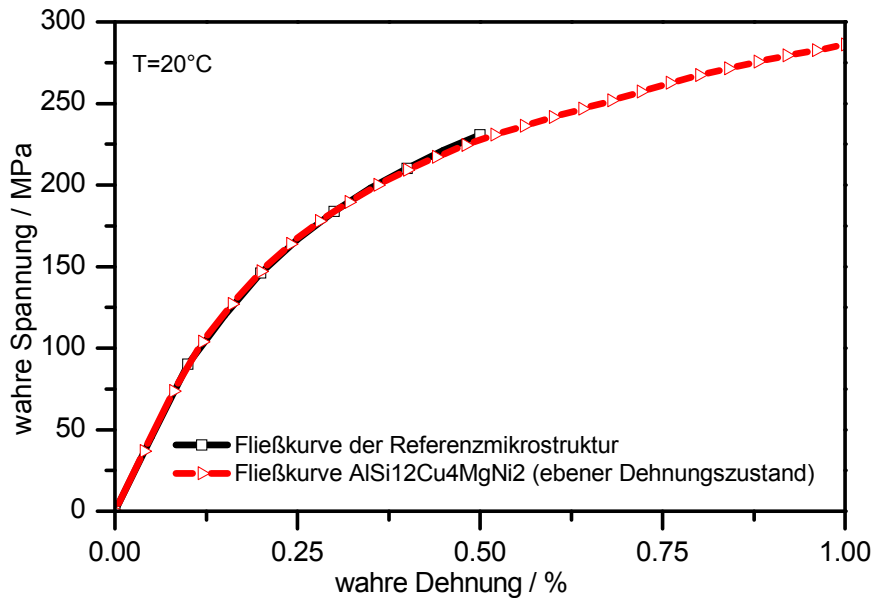
Die aufgebrachten Randbedingungen und die Lasteinleitung sind in [Bild 125](#) dargestellt. Die Ebene der Lasteinleitung sowie die freie Ebene werden als „eben“ definiert. Bei Berechnungen mit erhöhten Temperaturen wird auf eine Berücksichtigung des temperaturinduzierten Beanspruchungszustands, der sich bei heterogenen Werkstoffen mit unterschiedlichen thermomechanischen Eigenschaften ausbilden kann, aufgrund der langen Auslagerungszeit bei Prüftemperatur verzichtet.



**Bild 125:** Randbedingungen, Lasteinleitung und Nummerierung der Einschlüsse der Referenzmikrostruktur

Die numerische Lastaufbringung kann wegsteuert als vorgegebene Verschiebung oder kraftkontrolliert als Vorgabe einer Kraft erfolgen. Durch die Kopplung des Lasteinleitungsknotens mit der in der gleichen Ebene liegenden Knotenreihe kann die der aufgebrachten Verschiebung entsprechende Reaktionskraft ermittelt werden. Bei der Bestimmung von wahren Fließ- bzw. Bauteilfließkurven wird die wirkende Kraft auf die aktuelle Querschnittsfläche bezogen. Aus der aufgebrachten Verschiebung kann die technische und wahre Dehnung berechnet werden.

Die „Bauteilfließkurve“ der verwendeten Referenzmikrostruktur ist in [Bild 126](#) dem Werkstoffverhalten bei ebenem Dehnungszustand für Raumtemperatur gegenübergestellt. Die sehr gute Übereinstimmung unterstreicht die als charakteristisch für AISi12Cu4MgNi2 bezeichnete Verwendung der gezeigten Referenzmikrostruktur als auch die verwendeten Materialdaten für grundlegende numerische Untersuchungen.



**Bild 126:** Vergleich der Bauteilfließkurve der Referenzmikrostruktur mit dem Werkstoffverhalten von AlSi12Cu4MgNi2 (EDZ) bei Raumtemperatur

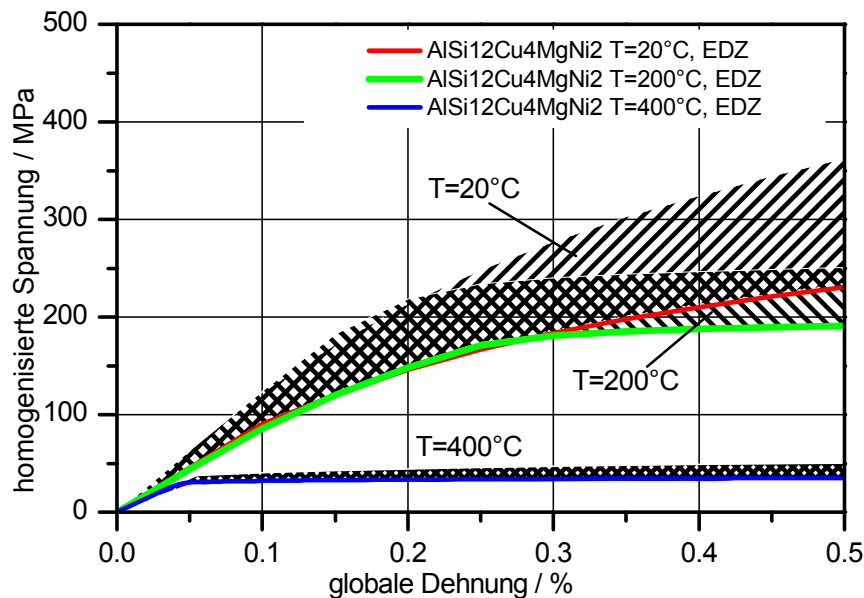
#### 7.4 Numerische Untersuchungen zur Analyse der temperatur- und lastabhängigen Ermüdungsschädigungsformen

Zur Analyse der wirkenden Ermüdungsschädigungsmechanismen werden FE-Simulationen durchgeführt. In diesem Kapitel werden Zusammenhänge zwischen lokaler Plastizität, Mehrachsichtigkeit sowie insbesondere der numerischen Lastübertragungsfunktion und den experimentell nachgewiesenen Ermüdungsschädigungsformen erarbeitet und diskutiert.

Einen wesentlichen Einfluss auf die Ermüdungsschädigungsform wird der Lastübertragungsfunktion von weicher Matrix auf die harten Einschlussphasen zugesprochen. Insbesondere die in Kapitel 6.1 gezeigten analytischen Berechnungsverfahren auf der Basis des Ansatzes von Eshelby stellen die Frage nach der Lastverteilung zwischen weichen und steifen Phasen in den Vordergrund. Nachteilig bei der gezeigten analytischen Vorgehensweise sind die Forderungen nach idealisierten Einschlussgeometrien und der rein elastischen Betrachtungsweise der Lastübernahmefunktion. Der Eshelby-Ansatz postuliert einen homogenen Spannungszustand innerhalb des betrachteten Zeileinschlusses. Dieses Postulat kann insbesondere für unförmige Einschlüsse numerisch nicht bestätigt werden. Durch die erfolgte Homogenisierung der Beanspruchung von Matrix- und Einschlussphase können lokale Beanspruchungskonzentratoren (Spannungskonzentratoren in der Einschluss-, Dehnungskonzentratoren in der Matrixphase), die zur Bewertung der Ermüdungsschädigung zu ermitteln sind, nicht abgebildet werden. Die Ermittlung der Spitzenbeanspruchung ist aber zur Beschreibung und Bewertung von Orten potenzieller Ermüdungsschädigung notwendig. Durch das Verfahren nach Eshelby kann der Einfluss der Einschlussorientierung auf die Lastübernahme für elastische Beanspruchungen ermittelt werden. Eine Aufteilung der wirkenden Last bei Auftreten von Plastizität ist nicht möglich. Die FEM kann insbesondere zur Ermittlung der Lastübertragungsfunktion bei Auftreten von plastischen Dehnungen herangezogen werden. Durch plastische Verformungen weist die Matrixphase eine weichere Charakteristik als im elastischen Bereich auf. Ein Wechsel der Steifigkeit der Matrixphase muss gemäß den analytischen Zusammenhängen die Lastübertragungsfunktion beeinflussen. Demnach führt eine reduzierte Matrixsteifigkeit nach dem Verfahren von Eshelby bei gleicher Belastung zu einer erhöhten Einschlussbeanspruchung. Unberücksichtigt bleibt in diesem Zu-

sammenhang aber die Möglichkeit einer erhöhten Lastübernahme der Matrixphase durch plastische Dehnungsanteile.

Zur Ermittlung der Lastübernahme von realen Einschlussstrukturen bei unterschiedlichen Temperaturen werden FE-Rechnungen an vorgestellter Referenzmikrostruktur durchgeführt. Die im Folgenden dargestellten homogenisierten Lastübernahmefunktionen der betrachteten Einschlüsse werden durch die Implementierung benutzerdefinierter Routinen erzeugt. Somit können die Lastübertragungsfunktionen für beliebige mikrostrukturelle Modelle automatisiert berechnet und ausgewertet werden.



**Bild 127:** Lastübertragungsbereiche von AlSi12Cu4MgNi2 in Form von Streubändern am Beispiel der Referenzmikrostruktur bei unterschiedlichen Temperaturen

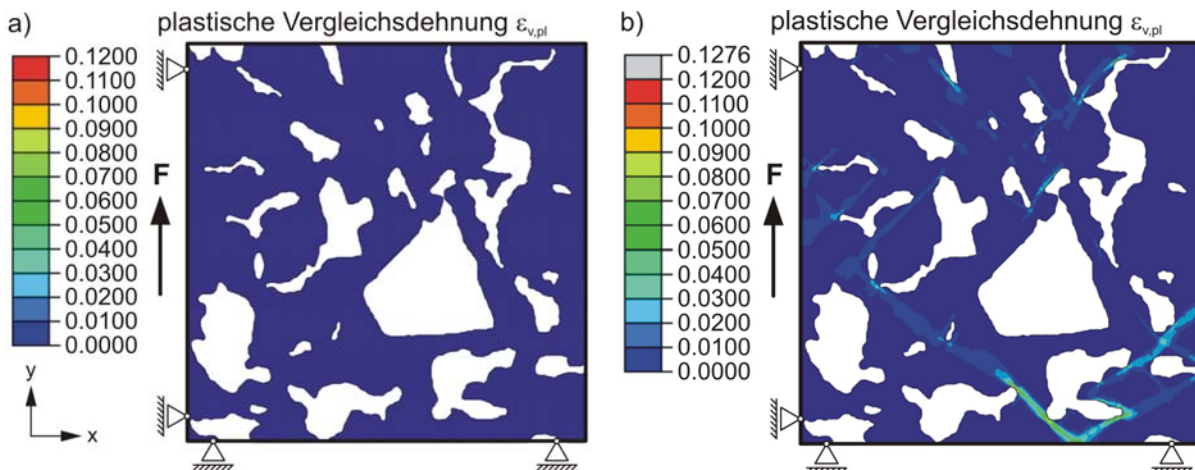
**Bild 127** zeigt für das ermittelte Materialverhalten der Matrix- und Einschlussphase von AlSi12Cu4MgNi2 den Lastübertragungsbereich in Form eines Streubands aller in der Analyse berücksichtigten Einschlüsse der Referenzmikrostruktur, vgl. Bild 125. Ausgewählte Ergebnisse der Lastübertragung einzelner Einschlüsse sind im Anhang aufgeführt. Die Ergebnisse der Einzeleinschlüsse weisen eine erwartungsgemäß deutliche Abhängigkeit von der Einschlussorientierung auf. Neben der Lastübertragung, ausgedrückt als homogenisierte Einschlussspannung, sind die temperaturabhängigen Bauteilfließkurven (EDZ) der Referenzmikrostruktur dargestellt. Für alle Temperaturen stellt die Bauteilfließkurve eine untere Schranke der Lastübertragungsfunktion dar. Darüber hinaus prägt dessen Verhalten die Lastübertragung auf die Einschlussphasen bei höheren Dehnungen.

AlSi12Cu4MgNi2 weist bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  eine geringere Verfestigungsfähigkeit als bei Raumtemperatur auf. Demnach ist auch die durch das Gesamtverhalten geprägte Lastübertragungsmöglichkeit reduziert. Unabhängig von der aufgetragenen globalen Belastung wird durch das geringe Verfestigungsverhalten des Werkstoffs die Höhe der homogenisierten Spannung der einzelnen Einschlüsse begrenzt. Noch deutlicher zeigt sich dieses Verhalten bei  $T=400^{\circ}\text{C}$ . Aufgrund des nahezu idealplastischen Werkstoffverhaltens ist die homogenisierte Beanspruchung der Einschlüsse unabhängig von der aufgetragenen Belastungshöhe auf ein Maximum von ca.  $\sigma = 50\text{ MPa}$  reduziert.

Die Ergebnisse zeigen auch, dass die Lastübertragungsfunktion von der Matrix- auf die Einschlussphase in ihrem Verlauf als auch ihre untere Schranke durch die Ermittlung der Werkstofffließkurve abgeschätzt werden kann. Die hier erzielten Ergebnisse ergänzen die experi-

mentellen und numerischen Untersuchungsergebnisse von Soppa et al. in [126] und Babout et al. in [49], die sich in ihren Arbeiten intensiv mit dem Schädigungsverhalten von partikelverstärkten Aluminiumlegierungen beschäftigt haben. So konnten Soppa et al. eine deutliche Abhängigkeit der mikrostrukturellen Schädigungsentwicklung von der erfolgten Wärmebehandlung und demnach von der Verfestigungsfähigkeit der Matrixphase feststellen.

Bei unterschiedlichen Temperaturen ist ein deutlicher Unterschied der lokalen Spannungs- und Dehnungsverteilungen festzustellen. Bild 128 zeigt bei einer Gesamtdehnung von  $\varepsilon_{a,t}=0,34\%$  die plastische Vergleichsdehnungsverteilung der Referenzmikrostruktur bei  $T=20^\circ\text{C}$  und  $T=400^\circ\text{C}$ . Die Belastungshöhe wurde entsprechend der Totaldehnungsamplitude der Ermüdungsversuche bei  $T=400^\circ\text{C}$  gewählt.

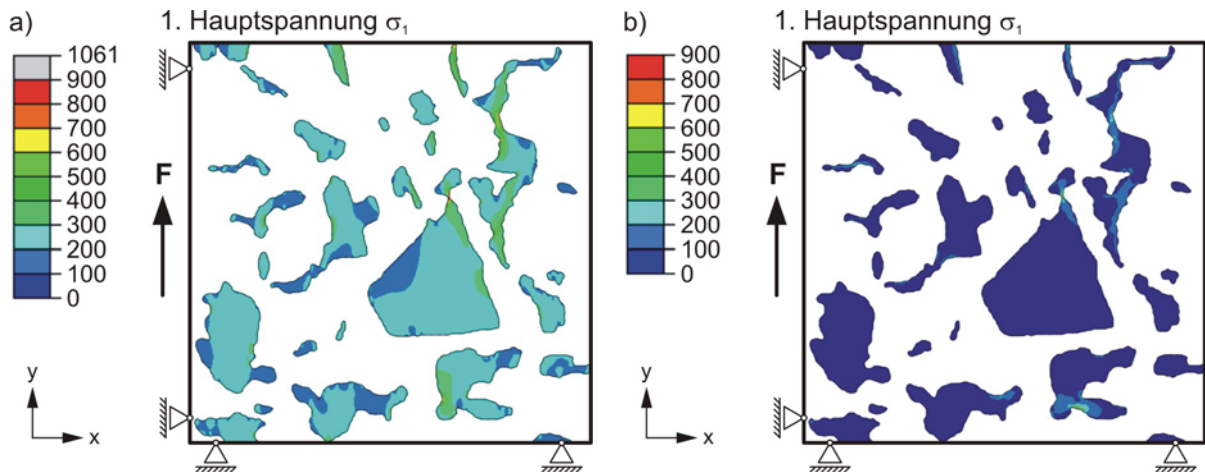


**Bild 128:** Plastische Vergleichsdehnungsverteilung  $\varepsilon_{v,pl}$  der Referenzmikrostruktur bei  $\varepsilon_{a,t}=0,34\%$  – a)  $T=20^\circ\text{C}$  b)  $T=400^\circ\text{C}$

Die Ergebnisse der quasistatischen Finite-Elemente-Simulation der Referenzmikrostruktur bei  $T=400^\circ\text{C}$  zeigen eine mit zunehmender Beanspruchung ansteigende Dehnungslokalisierung. Bei einer makroskopischen Gesamtdehnung von  $\varepsilon_{a,t}=0,34\%$  ergeben sich lokale Bereiche mit einer plastischen Vergleichsdehnung von bis zu  $\varepsilon_{pl,lokal}=12,76\%$ . Die Dehnungsverteilung lokalisiert sich dabei in Form von mikrostrukturell beeinflussten Bändern, die eine  $\pm 45^\circ$ -Orientierung zur Lastrichtung aufweisen. Im Vergleich zu den Ergebnissen bei hohen Temperaturen zeigt das Simulationsergebnis bei Raumtemperatur nur geringe, lokal begrenzte plastische Dehnungsanteile. Eine Dehnungslokalisierung ist nicht festzustellen.

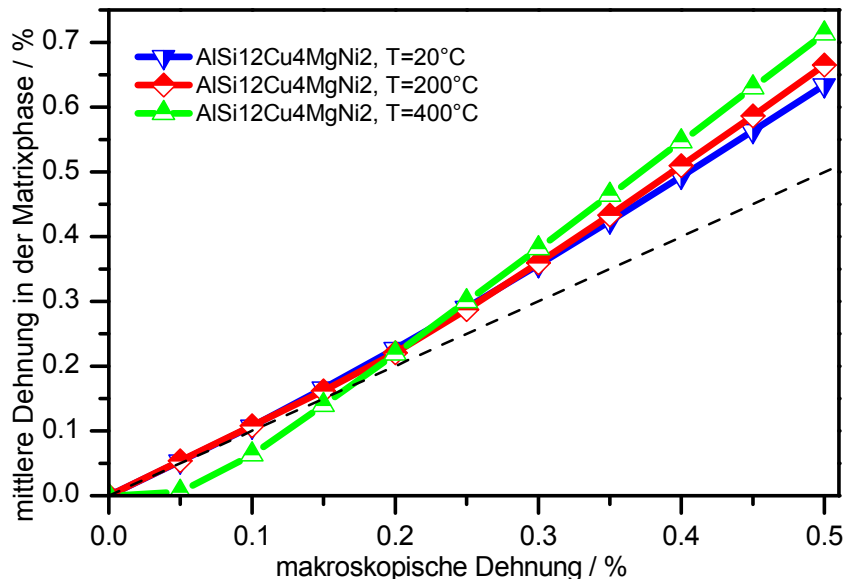
Bei Raumtemperatur wird die wirkende mechanische Belastung hauptsächlich durch die Einschlussphase übertragen. Bild 129 zeigt für beide Prüftemperaturen die 1. Hauptspannung der Einschlussphase. Für die spröden Einschlussphasen wird die 1. Hauptspannung als charakteristische Größe gewählt. Die Lastübernahmefähigkeit bei Raumtemperatur ist im Vergleich zu hohen Temperaturen deutlich erhöht. Durch die Möglichkeit der Aufnahme wirkender Belastungen in Form von plastischen Verformungen in der Matrixphase ist die Lastübertragung auf die Einschlussphase signifikant reduziert. Die Matrixphase „umfließt“ die Einschlüsse, die somit bei elastisch-plastischem Matrixverhalten unverhältnismäßig niedrig beansprucht werden. Zusammenfassend gilt: Dehnungen werden durch die weiche Matrixphase, Spannungen durch die harte Einschlussphase aufgenommen [127].





**Bild 129:** Verteilung der 1. Hauptspannung  $\sigma_1$  der Einschlüsse der Referenzmikrostruktur bei  $\varepsilon_{a,t}=0,34\%$ – a)  $T=20^\circ\text{C}$  b)  $T=400^\circ\text{C}$

Die Ergebnisse der Lastübertragungsfunktion bei elastisch-plastischem Materialverhalten stimmen in ihren Hauptaussagen nicht mit den Ergebnissen der analytischen Ansätze überein. Die Ansätze nach Eshelby als auch die Erweiterungen auf Mehreinschlusssysteme zeigen einen deutlichen Einfluss der Unverträglichkeitsbeziehung der Eigenschaften der Einzelphasen auf die Höhe der Lastübertragung. Unverträglichkeit bezeichnet in diesem Zusammenhang die Unterschiede der mechanischen Eigenschaften der betrachteten Phasen. Bei großen Unterschieden der elastischen Eigenschaften, wie sie beispielsweise bei EN AW-6061 mit  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als verstärkende Phase auftreten, ist die Lastübertragung auf die Einschlüsse im Vergleich zu Al-Si-Legierungen erhöht, vgl. Bild 103.



**Bild 130:** Vergleich der mittleren Dehnung in der Matrixphase zur makroskopischen Dehnung bei unterschiedlichen Temperaturen, AlSi12Cu4MgNi2

Gemäß den analytischen Zusammenhängen bei elastischer Beanspruchung muss auch bei AlSi12Cu4MgNi2 die Lastübertragung auf die Einschlüsse durch die Reduktion des E-Moduls der Matrixphase bei hohen Prüftemperaturen ( $T=400^\circ\text{C}$ ) erhöht sein. Für elastische Beanspruchung ist diese Aussage gültig – für elastisch-plastische Beanspruchungen ist diese Aussage ungültig. Durch plastische Verformung der Matrixphase wird, wie die vergleichenden Darstellungen der plastischen Vergleichsdehnungs- und 1. Hauptspannungsverteilung bei  $T=20^\circ\text{C}$  und  $T=400^\circ\text{C}$  in Bild 128 und Bild 129 zeigen, die Einschlussphase entlas-

tet. Einer Erhöhung der Lastübertragung bei elastischen Beanspruchungen schließt sich eine deutliche Reduktion der Lastübertragung auf die Einschlussphase bei elastisch-plastischer Beanspruchung an. Bild 130 zeigt für die untersuchten Temperaturen einen Vergleich der mittleren Dehnung der Matrixphase bei steigender Beanspruchungshöhe. Bei der rechnerischen Ermittlung der mittleren Dehnung der Matrixphase wird der gesamte Matrixbereich der untersuchten Referenzmikrostruktur berücksichtigt und eine Totalvergleichsdehnung berechnet. Bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  ist bei niedriger Beanspruchungshöhe die mittlere Dehnung in der Matrixphase im Vergleich zu den Berechnungsergebnissen bei  $T=20^{\circ}\text{C}$  und  $T=200^{\circ}\text{C}$  gering. Die Beanspruchung wird aufgrund der hohen Unverträglichkeit zwischen Matrix- und Einschlusseigenschaften maßgeblich durch die Einschlussphase übertragen, was die analytischen Modellvorstellungen aus Kapitel 6.1.2. bestätigt. Bei einer Steigerung der Belastung nimmt die berechnete mittlere Totaldehnung in der Matrixphase durch plastische Verformung deutlich zu. Ab einer Belastung von ca.  $\varepsilon_{a,t}=0,20\%$  lässt sich die höchste mittlere Totaldehnung in der Matrixphase bei einer Temperatur von  $T=400^{\circ}\text{C}$  rechnerisch nachweisen.

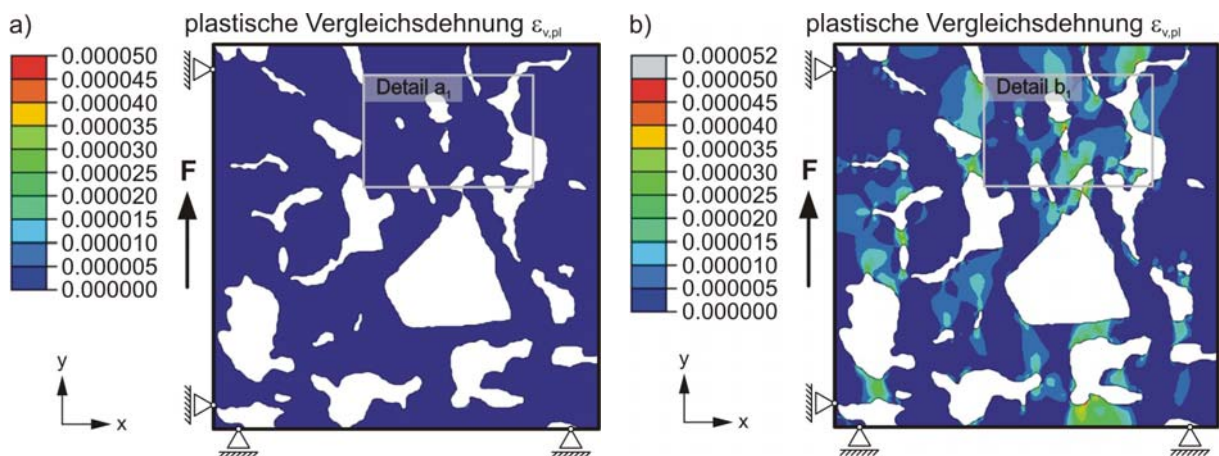
Zur Analyse und mechanismenorientierten Beschreibung der experimentell ermittelten mikrostrukturellen Ermüdungsschädigungsformen liefern die Ergebnisse der statisch ermittelten temperatur- und beanspruchungsabhängigen Lastübertragungsfunktionen einen wertvollen Erklärungsansatz. Alle experimentell ermittelten Ermüdungsschädigungsformen lassen sich unabhängig von den wirkenden substrukturellen Mechanismen durch den Ansatz auf der Basis der beanspruchungsabhängigen Lastübertragungsfunktion erklären und einordnen. Die starke Korrelation zwischen Lastübertragungsfunktion und Ermüdungsschädigungsmechanismus lässt sich besonders bei einer Prüftemperatur von  $T=400^{\circ}\text{C}$  verdeutlichen:

Bei makroskopisch elastischer Beanspruchung (HCF-Beanspruchung) dominiert wie in Kapitel 5.5.2 gezeigt das Brechen der Siliziumkristalle, siehe Bild 98. Bei elastisch-plastischer Beanspruchung (LCF-Beanspruchung) ist eine Matrixschädigung in Form von Dekohäsionsrissen und lokaler Gleitbandbildung feststellbar, siehe Bild 94 in Kapitel 5.5.1. Bei elastischer Beanspruchung weisen die Ergebnisse der Analysen der Lastübertragungsfunktion (analytisch und numerisch) eine verhältnismäßig hohe Einschlussbeanspruchung auf. Bei elastisch-plastischer Beanspruchung entlastet die plastische Dehnungslokalisierung in der Matrixphase die Einschlussphase, siehe Bild 129. Bei zyklischen Beanspruchungen weist die ermittelte Ermüdungsschädigungsform einen direkten Zusammenhang zur beanspruchungsabhängigen numerisch ermittelten Lastübertragungsfunktion und -verteilung auf.

Auch für die Prüftemperaturen  $T=20^{\circ}\text{C}$  und  $T=200^{\circ}\text{C}/250^{\circ}\text{C}$  zeigt sich eine deutliche Korrelation zwischen ermittelter statischer Lastübertragungsfunktion und zyklischer Ermüdungsschädigungsform. Das Auftreten von Ermüdungsschädigung wird wie auch bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  bei niedrigen Beanspruchungen von Einschlussversagen in Form von Bruch geprägt. Aufgrund der Temperaturabhängigkeit des E-Moduls der Matrixphase, siehe Tabelle 19, und dem nahezu temperaturunabhängigen Verhalten der Einschlussphase, siehe Tabelle 18, nimmt bei steigenden Prüftemperaturen das Verhältnis von Einschluss- zu Matrixbeanspruchung zu, siehe Bild 127. Dementsprechend ist der Einfluss der Lastübertragungsfunktion von der Höhe der Prüftemperatur abhängig. Für höhere Beanspruchungen wird der Lastübertragungsmechanismus durch die Möglichkeit der Matrixplastifizierung beeinflusst. Gerade auch an den experimentellen Untersuchungen bei  $T=250^{\circ}\text{C}$  lässt sich die Lastabhängigkeit der Ermüdungsschädigungsform demonstrieren: Für niedrige Beanspruchungen ( $\sigma_a=48\text{ MPa}$ ) überwiegt als Initiierungsmechanismus das Einschlussversagen in Form von Bruch; bei höheren Beanspruchungen ( $\sigma_a=64\text{ MPa}$ ) ist zunehmend mit einer Matrixschädigung in Form von Dekohäsionsrissen sowie dem Ausbilden von Matrixrissfeldern zu rechnen, siehe Kapitel 5.4.2. Auch hier bestätigt sich der Zusammenhang des Wechsels der überproportionalen

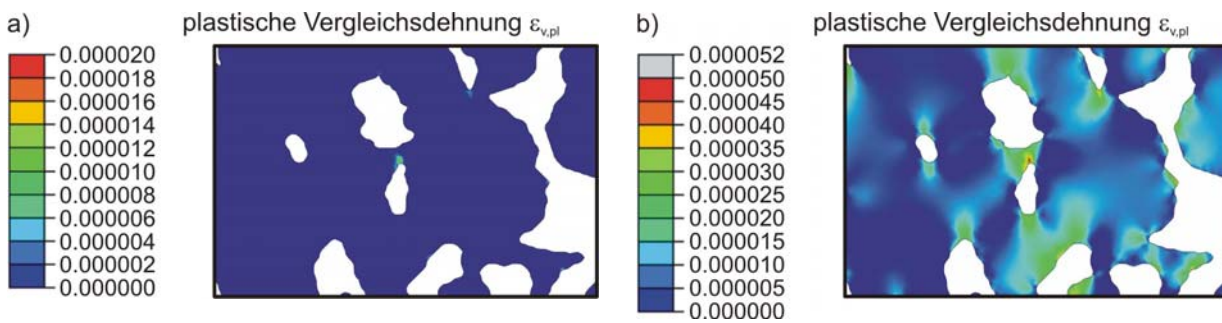
Beanspruchung von der Einschluss- auf die Matrixphase bei ansteigender Beanspruchungshöhe und der dokumentierten Ermüdungsschädigungsform.

Diese gezeigte starke Korrelation lässt sich ohne sukzessive Untersuchungen der Versetzungsstruktur in Einschlussnähe nicht kausal belegen. Die erzielten Ergebnisse regen aber zu dem Erklärungsansatz an, dass die Auswirkungen des lokalen Spannungsanstiegs aufgrund des erfolgten Versetzungsaufstaus der statisch ermittelten Lastverteilungsfunktion unterliegen. Dies kann durch bisherige Untersuchungen weder belegt noch widerlegt werden. Die gängige Vorstellung der wirkenden Mechanismen zur Spannungserhöhung in Einschlussnähe basiert auf der Wirkung eines lokalen Versetzungsaufstaus an mikrostrukturellen Barrieren. Bei zyklischer Beanspruchung werden aktivierte Versetzungen an mikrostrukturellen Barrieren wie Korn- oder Phasengrenzen aufgestaut. Die wirkende Kraft auf den Einschluss ist proportional zur Anzahl der aufgestauten Versetzungen und der wirkenden Beanspruchungshöhe [35]. Trotz einer Vielzahl an Untersuchungen zur Beschreibung des sich ausbildenden Spannungsfeldes aus einem möglichen Versetzungsaufstau, vgl. beispielsweise [36], kann die quantitative Wirkung auf reale Einschluss- und Matrixphasen nur unzureichend bestimmt werden. Durch die aus Versetzungen im Einschluss induzierte Spannung muss in der Matrixphase ebenfalls dieser Spannungsanstieg, beispielsweise in Form lokaler plastischer Dehnung, kompensiert werden. Die hier erzielten Ergebnisse legen die Vermutung nahe, dass lokale Beanspruchungserhöhungen aufgrund eines möglichen Versetzungsaufstaus an den Phasengrenzen die in Abhängigkeit zur Beanspruchungshöhe stehenden Lastübertragungsfunktionen in ihren qualitativen Aussagen (unter- bzw. überproportionale Matrixbeanspruchung) nicht beeinflussen. Die auftretenden Ermüdungsschädigungsformen bei AlSi12Cu4MgNi2, basierend auf dem Mechanismus der Versetzungsbewegung und der Spannungserhöhung eines Versetzungsaufstaus, lassen sich aus der ermittelten Lastübertragungsfunktion bei statischer Beanspruchungshöhe (Oberbeanspruchung des Schwingenspiels) ausnahmslos bestimmen.



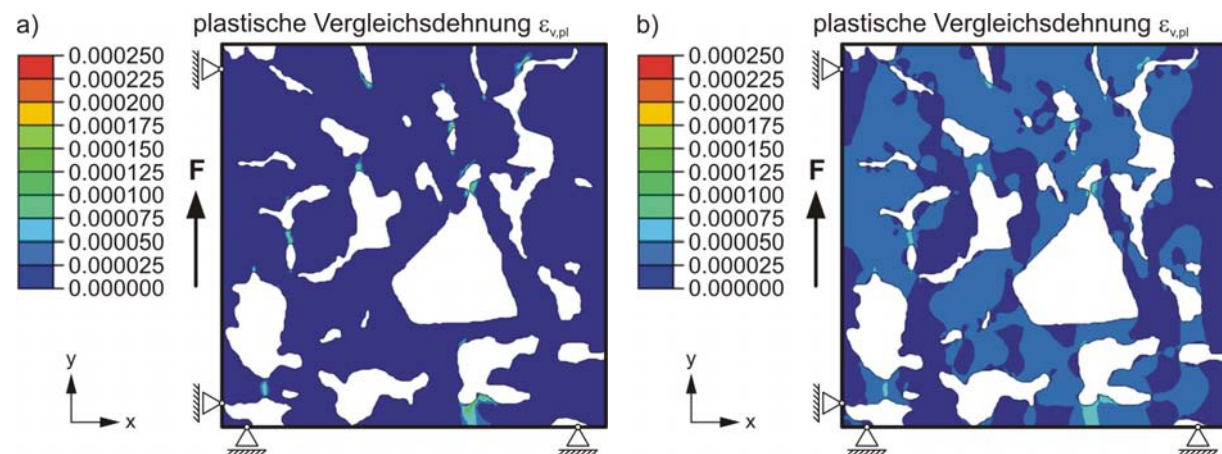
**Bild 131:** Vergleich der lokalen plastischen Dehnungsverteilung  $\varepsilon_{v,pl}$  der Matrixphase bei a) niedriger ( $\sigma_a = 48$  MPa) und b) hoher ( $\sigma_a = 64$  MPa) Beanspruchung bei  $T=200^\circ\text{C}$

Um Aussagen über den Ort der Mikrorissinitiation, insbesondere bei höheren Temperaturen, treffen zu können, werden weitere Berechnungen zur Ermittlung der lokalen Dehnungsverteilung bei unterschiedlichen Temperaturen und Lasthöhen durchgeführt. Als geometrisches Modell wird die Referenzmikrostruktur aus Bild 125 verwendet. Neben der gezeigten Korrelation zwischen Lastübertragungsfunktion und Schädigungsform weisen die Ergebnisse der FE-Simulationen bei  $T=200^\circ\text{C}$  für niedrig und hoch beanspruchte Referenzmikrostrukturmodelle deutliche Unterschiede in der lokalen plastischen Dehnungsverteilung auf, siehe Bild 131.



**Bild 132:** Detaildarstellungen der lokalen plastischen Dehnungsverteilung  $\varepsilon_{v,pl}$  ( $T=200^{\circ}\text{C}$ ) der Matrixphase aus Bild 131– a) Detail  $a_1$  ( $\sigma_a = 48 \text{ MPa}$ ) und b) Detail  $b_1$  ( $\sigma_a = 64 \text{ MPa}$ )

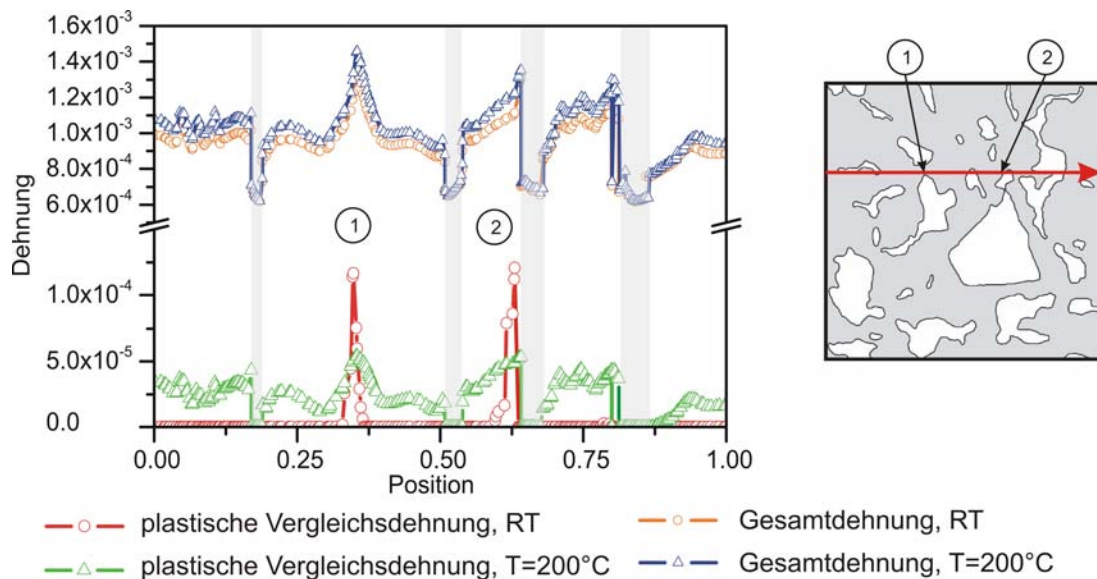
Für die niedrige Beanspruchungshöhe können plastische Verformungen nur lokal an den Phasengrenzen festgestellt werden. Durch die Wahl der Legende ist die lokale plastische Vergleichsdehnung in Bild 131 kaum zu erkennen. Detaildarstellungen aus Bild 131 mit angepasster Legende zeigt **Bild 132**. Bei höherer Beanspruchung weist die plastische Dehnungsverteilung zwar durchaus eine lokale Charakteristik auf – die plastifizierten Bereiche sind in ihren Abmessungen aber deutlich vergrößert.



**Bild 133:** Vergleich der lokalen plastischen Dehnungsverteilung  $\varepsilon_{v,pl}$  der Matrixphase bei a)  $T=20^{\circ}\text{C}$  und b)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$

Bei Berechnungen der lokalen Dehnungsverteilung bei Raumtemperatur und  $T=200^{\circ}\text{C}$  und identischer Beanspruchungshöhe von  $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ , siehe **Bild 133**, zeigt sich ein vergleichbares Verhalten: Bei höheren Temperaturen sind die plastifizierten Bereiche vergrößert. Zusätzlich weist das Maximum der lokalen Plastizität bei Raumtemperatur höhere Werte bei stärkerer Lokalisierung im Vergleich zu den Ergebnissen bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  auf. Bei der Interpretation der Ergebnisse ist zu berücksichtigen, dass durch die iterative Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Matrixphase, siehe Kapitel 7.2, auch temperaturabhängige Streckgrenzen ( $R_{e, RT} = 76 \text{ MPa}$ ,  $R_{e, T=200^{\circ}\text{C}} = 54 \text{ MPa}$ ) für die Matrixphase ermittelt wurden. Zur besseren Veranschaulichung zeigt **Bild 134** für Auswertepfad 1 den Verlauf der lokalen plastischen Vergleichsdehnung und der Gesamtdehnung für die Referenzmikrostruktur bei Raumtemperatur und  $T=200^{\circ}\text{C}$  bei einer Beanspruchungshöhe von  $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ . Der Gesamtdehnungsverlauf weist erwartungsgemäß lokal höhere Werte bei erhöhten Temperaturen auf. Der Verlauf der lokalen plastischen Vergleichsdehnung zeigt dagegen deutliche Unterschiede: Die in Bild 134 gekennzeichneten Maxima der plastischen Vergleichsdehnung weisen bei Raumtemperatur deutlich höhere Werte bei ausgeprägter Dehnungslokalisierung

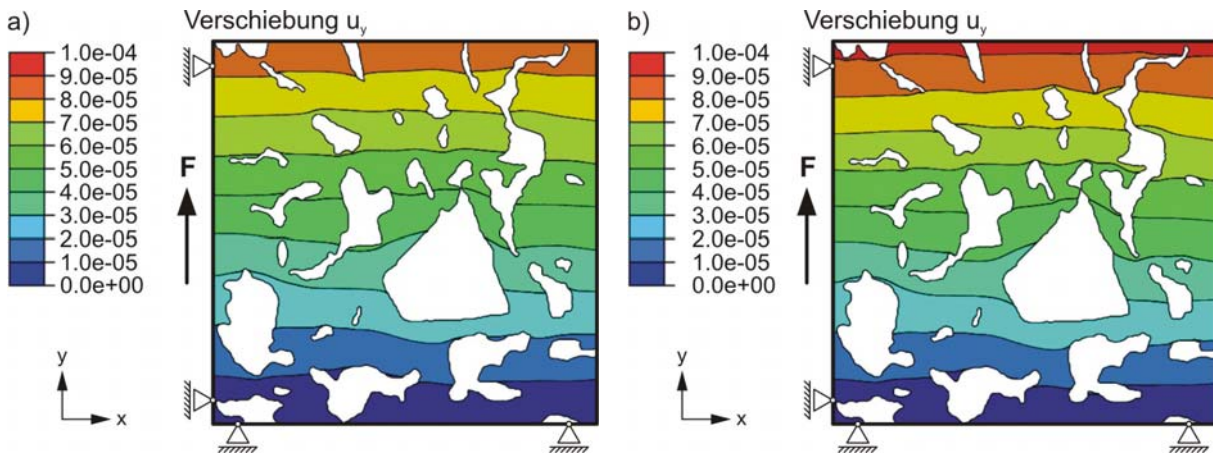
auf. Das Materialverhalten der Matrixphase bei Raumtemperatur weist im Vergleich zu höheren Temperaturen eine erhöhte Verfestigungsfähigkeit auf. Die höhere Verfestigungsfähigkeit kann aufgrund der Phasenordnung zu einer stärkeren Lokalisierung der plastischen Dehnungen führen.



**Bild 134:** Verlauf der lokalen plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{v,pl}$  über der Pfadlänge (Auswertepfad 1) bei Raumtemperatur und  $T=200^\circ\text{C}$ ,  $\sigma_a=80\text{ MPa}$

Zusammengefasst gilt, dass für vergleichende Ergebnisbetrachtungen unterschiedlicher Temperaturen sowohl die Gesamtdehnungs- als auch die plastische Dehnungsverteilung zu berücksichtigen sind. Bei der Ergebnisinterpretation auf Basis plastischer Dehnungsverteilungen ist zu beachten, dass AISi12Cu4MgNi2 als auch dessen Matrixphase im Vergleich zu dem modellierten Materialverhalten keine ausgeprägte Streckgrenze aufweist, siehe Kapitel 4.4. Dementsprechend sind numerische Ansätze zur Korrelation zwischen plastischer Dehnung und Schädigung insbesondere bei inhomogenen Werkstoffen an die Qualität der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der Einzelphasen gebunden.

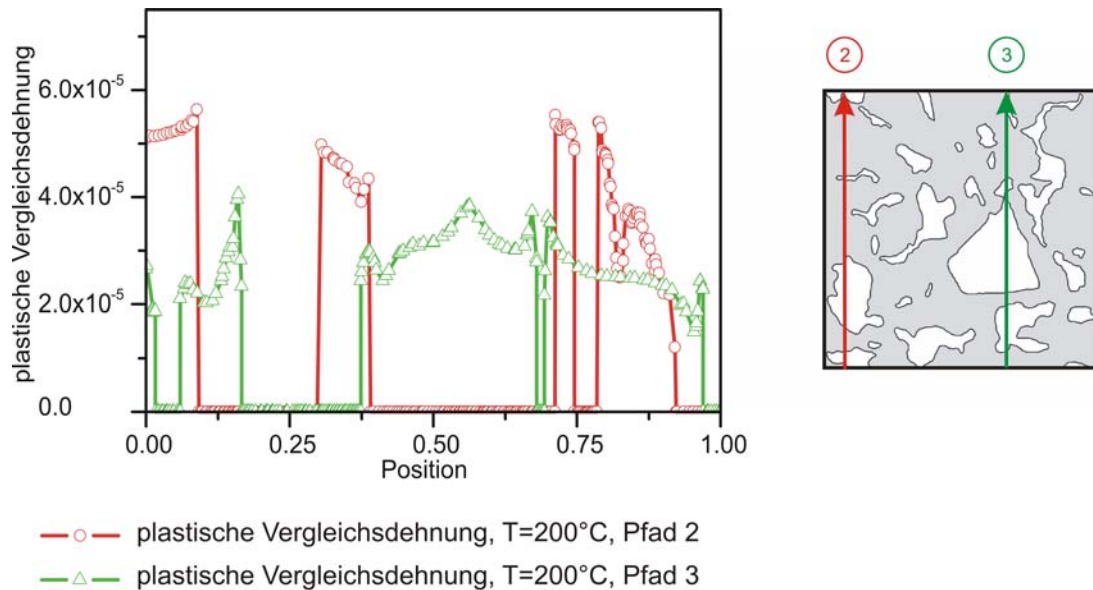
Durch die aufgebrachte mechanische Beanspruchung wird eine in Abhängigkeit zu den Materialeigenschaften stehende Verschiebung definiert. Die Summe der einzelnen Elementverschiebungen auf beliebig zu wählenden vertikalen Pfaden muss aufgrund der Forderung nach ebenen Modellkanten der Gesamtverschiebung entsprechen. Diese Forderung führt im Vergleich zur Realität zu einem vergleichsweise steiferen Verhalten, vgl. Einschlusszellenmethode. Durch die unterschiedlichen Materialeigenschaften von Matrix- und Einschlussphase ist die Verschiebung über die Gesamtstruktur nicht ideal homogen verteilt, siehe Bild 135.



**Bild 135:** Vergleich der Verschiebung in Lastrichtung bei a)  $T=20^{\circ}\text{C}$  und b)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma_a = 80$  MPa

Die Darstellung zeigt, dass Verformungen, bezogen auf eine normal zur Belastungsrichtung liegende Ebene (horizontal), durch benachbarte Bereiche aufgenommen werden können. Bezogen auf eine Ebene parallel zur Belastungsrichtung (vertikal) müssen diese Inhomogenitäten ausgeglichen werden. In vertikalen Ebenen mit hohem Einschlussanteil, welche aufgrund ihres elastischen Materialverhaltens eine geringe Verformungsfähigkeit aufweisen, ist die Matrixphase überdurchschnittlich beansprucht, siehe [Bild 136](#).

Die Darstellung zeigt die lokale plastische Vergleichsdehnung zweier gewählter Pfade bei einer Temperatur von  $T=200^{\circ}\text{C}$  und einer Beanspruchungshöhe von  $\sigma = 80$  MPa. Pfad 3 weist verglichen mit Pfad 2 einen deutlich höheren Anteil an Einschlussphasen auf. Die plastische Vergleichsdehnung als Maß für die Matrixbeanspruchung, ausgewertet entlang des Pfades mit hohem Einschlussphasenanteil, weist deutliche höhere Werte auf. Auf der Basis dieses Untersuchungsergebnisses kann auch eine Erklärung der in der Literatur als kritisch identifizierten Siliziumkristallansammlungen (Cluster) gegeben werden. Durch die lokale Anhäufung von Einschlussphasen ist die Matrixphase der Umgebung stark beansprucht, was die höhere Mikrorissinitiierungs- bzw. Versagenswahrscheinlichkeit erklärt. Selbst die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften vom sekundären Dendritenarmabstand ist somit nachvollziehbar. Durch einen hohen Dendritenarmabstand ist die lokale Konzentration an Einschlussphasen signifikant erhöht – die Beanspruchung der Matrixphase der Nahumgebung bei entsprechender Belastung erhöht. Gemäß diesem Erklärungsansatz sind Konzentrationen an Einschlussphasen für statische und zyklische Beanspruchungen potenzielle mikrostrukturelle Schwachstellen und weisen somit eine deutliche Relevanz für die lokale Schädigungsinitiierung auf.

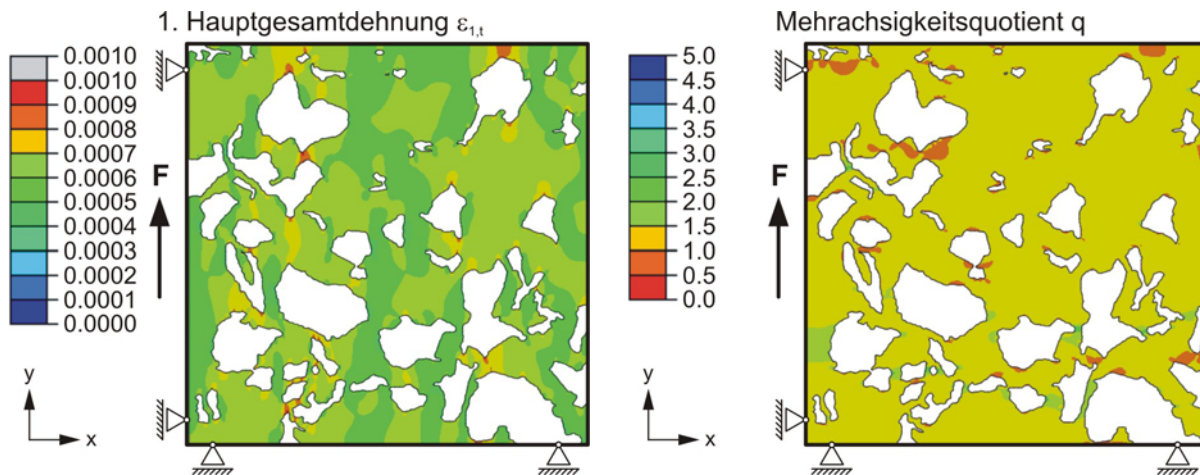


**Bild 136:** Verlauf der lokalen plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{v,pl}$  über der Pfadlänge bei  $T=200^\circ\text{C}$ ,  $\sigma_a=80\text{ MPa}$

Neben den unterschiedlichen Matrixbeanspruchungshöhen bei unterschiedlichen Einschlussphasenanteilen entlang eines in Belastungsrichtung orientierten Auswertepfads weisen die lokalen Beanspruchungen im Bereich der Phasenübergänge einen deutlich höheren Wert auf. Die Auswirkungen der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften sind lokal an den Phasenübergängen beobachtbar. Das hier verwendete Finite Elemente-Modell kann die Bildung eines Risses an der Phasengrenze nicht abbilden. An den Phasengrenzen muss dementsprechend die lokale Verschiebung von Einschluss- und Matrixphase identisch sein. Diese zwingende Übereinstimmung führt bei identischer Verschiebung zu lokal stark unterschiedlichen Beanspruchungen in Matrix- und Einschlussphase, welche als (Spannungs-)Konzentrator wirken. Diese lokale Beanspruchungserhöhung führt ungeachtet der Eigenschaften der Phasengrenze im Vergleich zu ungestörten Matrixbereichen zu einer erhöhten Schädigungsinitiierungswahrscheinlichkeit an diesen Übergängen. Diese numerisch ermittelten Zusammenhänge stimmen mit den experimentell ermittelten Ermüdungsschädigungsformen überein. Sollte Schädigungsinitiierung nicht durch das Brechen eines Einzelschlusses ausgelöst werden, initiieren die Mikrorisse an den Phasenübergängen zwischen Einschluss- und Matrixphase. Eine Initiierung innerhalb ungestörter Bereiche der Matrixphase wird bei den experimentellen Untersuchungen nicht beobachtet.

Ein Erklärungsansatz der numerisch gezeigten Abhängigkeit möglicher Lokalisierung der Matrixbeanspruchung von der Verfestigungsfähigkeit der Matrix kann auf Basis der gezeigten Zusammenhänge gegeben werden: Die Aufgabe der Matrixphase ist es, die Verschiebungsinhomogenität durch eine lokale erhöhte Beanspruchung zu kompensieren sowie die aufgebrachte mechanische Belastung zu übertragen und aufzunehmen. Die Notwendigkeit des Verschiebungsausgleiches führt zu lokal hohen Beanspruchungen, insbesondere an den Phasenübergängen in Belastungsrichtung, die als Konzentratoren wirken. Die geforderte Kompatibilität an den Phasengrenzen sowie die Notwendigkeit des Ausgleichs der Verschiebung in Lastrichtung führt aufgrund der hervorgerufenen Fließvorgänge bei einer hohen Verfestigungsfähigkeit der Matrixphase zu einer lokalen Spannungserhöhung und somit auch zu einer erhöhten Lastübernahme. Die benachbarten Bereiche sind durch die erhöhte Lastübernahme vergleichsweise entlastet. Bei geringer Verfestigungsfähigkeit führen die lokalen Fließvorgänge nur zu einer geringen lokalen Spannungserhöhung und Lastübernahme. Diese Beanspruchungserhöhung der Matrixphase kann aber bei einer geringen Verfesti-

gungsfähigkeit nicht ausschließlich durch lokale Fließvorgänge kompensiert werden. Die Mehrbeanspruchung der Matrixphase kann nur dann durch Fließen ausgeglichen werden, solange die Kompatibilität an den Phasengrenzen nicht verletzt wird. Dementsprechend müssen zur Lastübernahme benachbarte Bereiche hinzugezogen werden, was zu einer Vergrößerung der plastischen Bereiche führt. Demzufolge weist auch die Verschiebungsverteilung bei nahezu idealplastischem Verhalten ein inhomogeneres Verhalten als bei Matrixeigenschaften mit hoher Verfestigungsfähigkeit auf.



**Bild 137:** Verteilung der 1. Hauptdehnung  $\varepsilon_{t,1}$  und des Mehrachsigsigkoeffizienten  $q$  der Matrixphase bei  $T=200^\circ\text{C}/250^\circ\text{C}$  und  $\sigma_a=48\text{ MPa}$

Durch die im Rahmen dieser Analysen ermittelte Erklärungsansätze lassen sich Berechnungen mit realen Oberflächenausschnitten mit Dokumentation der Ermüdungsschädigungsentwicklung validieren. Bild 124 zeigt die erfolgte Vernetzung des Oberflächenausschnitts der dokumentierten Mikrorissentwicklung bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a=48\text{ MPa}$  bei einer Prüftemperatur von  $T=250^\circ\text{C}$ . Für die durchgeführten Berechnungen werden die ermittelten Materialeigenschaften von  $T=200^\circ\text{C}$  zugrunde gelegt. Die reale Werkstoffcharakteristik ist demnach weicher als die in der Rechnung hinterlegt, was in der Analyse der Ergebnisse zu berücksichtigen ist. Zu Vergleichszwecken werden auch Berechnungen unter Zugrundelegung eines ebenen Spannungszustands durchgeführt.

Die lokale Gesamtdehnungsverteilung der Matrixphase ist in **Bild 137** dargestellt. Wie in den Berechnungsergebnissen der Referenzmikrostruktur festgestellt, weist die Dehnungsverteilung eine in Abhängigkeit zur lokalen Mikrostruktur stehende Inhomogenität auf. Insbesondere bei der Betrachtung eines imaginären Auswertepfades parallel zur Belastungsrichtung weisen Pfade mit einem hohen Einschlussanteil große Dehnungsintensitäten in der Matrixphase auf. Es zeigt sich auch, dass ein Ausgleich der Verschiebung nicht nur über die gesamte Ausschnittslänge erfolgen muss, sondern auch in kleineren Abschnitten ein Ausgleich durch Matrixbereiche mit einer vergleichsweise hohen lokalen Plastizität hergestellt wird. Insbesondere die enge Einschlussanordnung im Bildausschnitt links unten zeigt, dass geringe Einschlussabstände zu hohen lokalen Dehnungen führen. Die Orte der Ermüdungsschädigungsinitiierung, welche bei vorliegender Beanspruchung, Temperatur und lokaler Mikrostruktur in Form einer Dekohäsion an der Phasengrenze Einschluss-Matrix aufgetreten ist, stimmen mit den numerisch bestimmten Bereichen hoher lokaler Dehnung überein.

Wie gezeigt ist die lokale Beanspruchung an den Phasenübergängen selbst signifikant erhöht. Die Mikrorissinitiierung bzw. Gleitband- mit anschließender Mikrorissbildung findet an eben diesen mikrostrukturell bedingten Orten statt. Auch hier zeigt sich aufgrund des beschriebenen notwendigen Ausgleichs des lokalen Verschiebungsfeldes die maximale Beanspruchung der Matrixphase an den Phasenübergängen, welche normal zur Lastrichtung ori-



entiert sind. Bild 137 zeigt neben der lokalen Gesamtdehnungsverteilung eine Darstellung des lokalen Mehrachsigenquotienten  $q$ . Der Mehrachsigenquotient  $q$  nach Clausmeyer [128] ist definiert als:

$$q = \frac{\tau_r}{\sigma_m} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_v}{\sigma_m} \quad (53)$$

Für den Grenzfall eines hydrostatischen Spannungszustands strebt der Mehrachsigenquotient  $q$  gegen 0, da die Vergleichsspannung nach von Mises ebenfalls gegen 0 strebt. Ein betragsmäßig niedriger Mehrachsigenquotient  $q$  beschreibt demnach hohe Mehrachsigenkeiten. Insbesondere für den Fall hoher Mehrachsigenkeiten ist der Mehrachsigenquotient  $q$  anderen Definitionen zur Beschreibung der Mehrachsigenkeit vorzuziehen [129]. Für die gezeigte Darstellung der lokalen Verteilung des Mehrachsigenquotienten  $q$  ist zum besseren Verständnis die Farbpalette invertiert. Auch in Bezug auf den Mehrachsigenquotienten  $q$  zeigt sich erwartungsgemäß eine deutliche Übereinstimmung der Bereiche mit hoher Mehrachsigenkeit und der Orte lokaler Schädigungsinitiierung.

Die von der Einschlussorientierung abhängige Höhe der 1. Hauptspannung  $\sigma_1$  der Einschlussphase weisen keine ungewöhnlichen Lasthöhen oder Verteilungen auf, siehe Bild 138 a). Mit einer maximalen Normalspannung von  $\sigma_1 = 102 \text{ MPa}$  ist die Bruchfestigkeit der Siliziumkristalle und intermetallischen Phasen wie erwartet deutlich unterschritten.

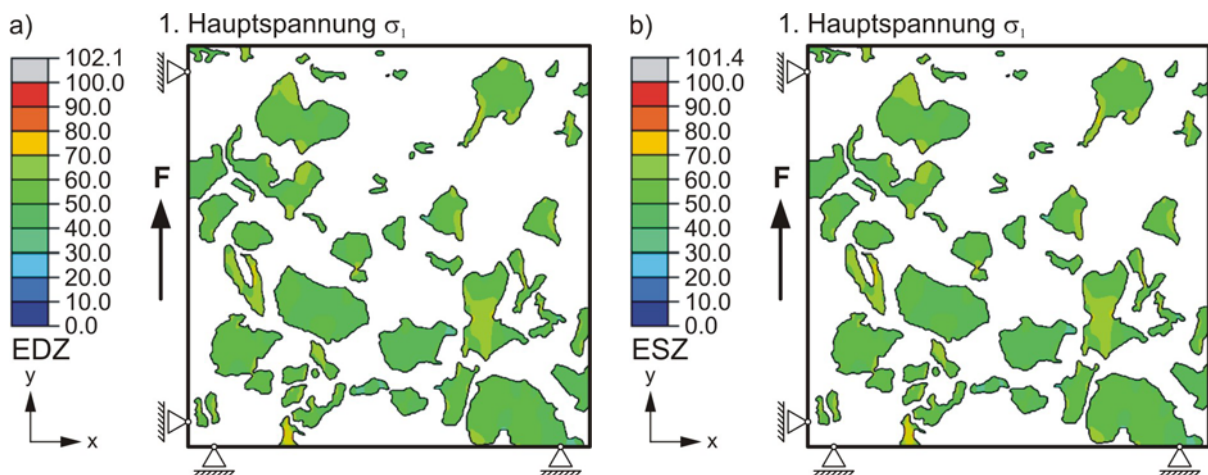
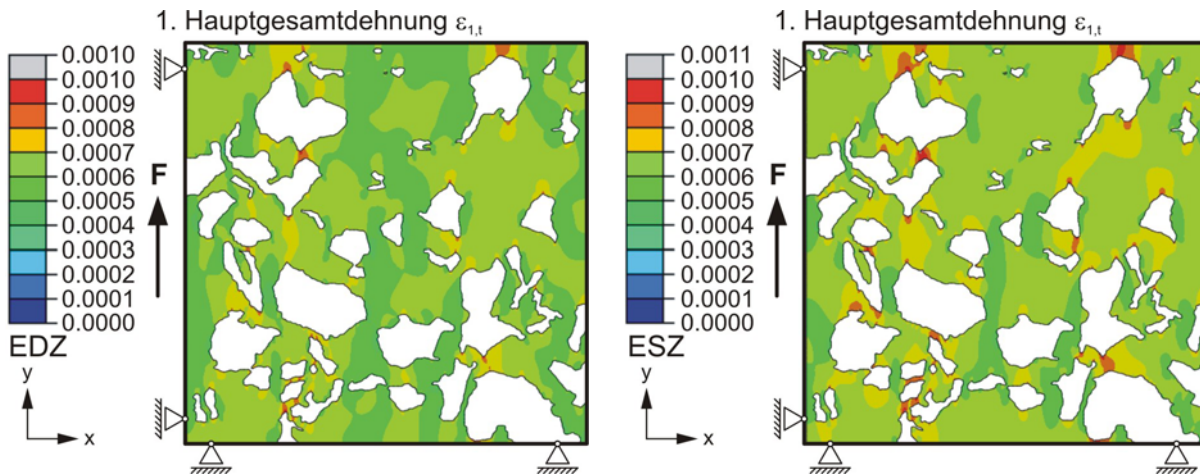


Bild 138: Verteilung der 1. Hauptspannung  $\sigma_1$  der Einschlussphase bei  $T=200^\circ\text{C}/250^\circ\text{C}$  und  $\sigma_a=48 \text{ MPa}$  – a) ebener Dehnungszustand und b) ebener Spannungszustand

Die zweidimensionalen Berechnungen realer Mikrostrukturausschnitte wurden bisher ausschließlich unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes durchgeführt. Durch die Wahl eines ebenen Dehnungszustandes wird das Materialinnere („Bulk“) durch die Forderung nach  $\varepsilon_z = 0$  (CPE-Elemente) bzw.  $\varepsilon_z = \text{konstant}$  (CEG-Elemente) realitätsnah beschrieben. Um Aussagen über mikrostrukturelle Aspekte der Ermüdungsschädigungsinitiierung direkt an der Oberfläche treffen zu können, ist es naheliegend die Berechnungen unter der Annahme eines ebenen Spannungszustands durchzuführen und mit den bisherigen Ergebnissen zu vergleichen. Die Gültigkeit der Ergebnisse unter der Annahme eines ebenen Spannungszustands ist auf die Oberfläche beschränkt.

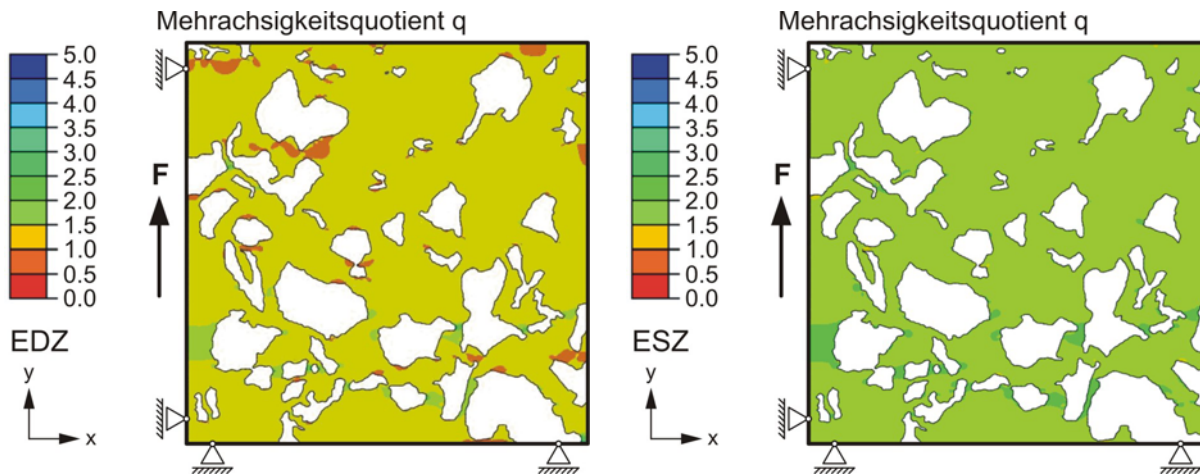
Bild 139 zeigt einen Vergleich der Gesamtdehnungsverteilung des Mikrostrukturausschnitts bei ebenem Spannungs- und Dehnungszustand, bzw. zwischen (Proben-)Oberfläche und Materialinnerem. Wie durch die Analysen in Kapitel 7.1 gezeigt, führt die Annahme eines ESZ zu einer weicherer Charakteristik und sich gegenseitig bedingend zu höheren lokalen Dehnungen. Dies wird durch die durchgeführten Analysen von Realmikrostrukturausschnitten bestätigt. Die lokalen Dehnungen in der Matrixphase sind quantitativ bei der Annahme

eines ESZ leicht erhöht – die Orte der Dehnungslokalisierung stimmen dagegen überein. Die Unterschiede der lokalen Dehnungen sind mit Abweichungen kleiner 5% quantitativ gering. Bei einer Analyse der Verteilung der 1. Hauptspannung der Einschlussphase sind die Ergebnisse der Berechnungsarten kaum zu unterscheiden, vgl. Bild 138.



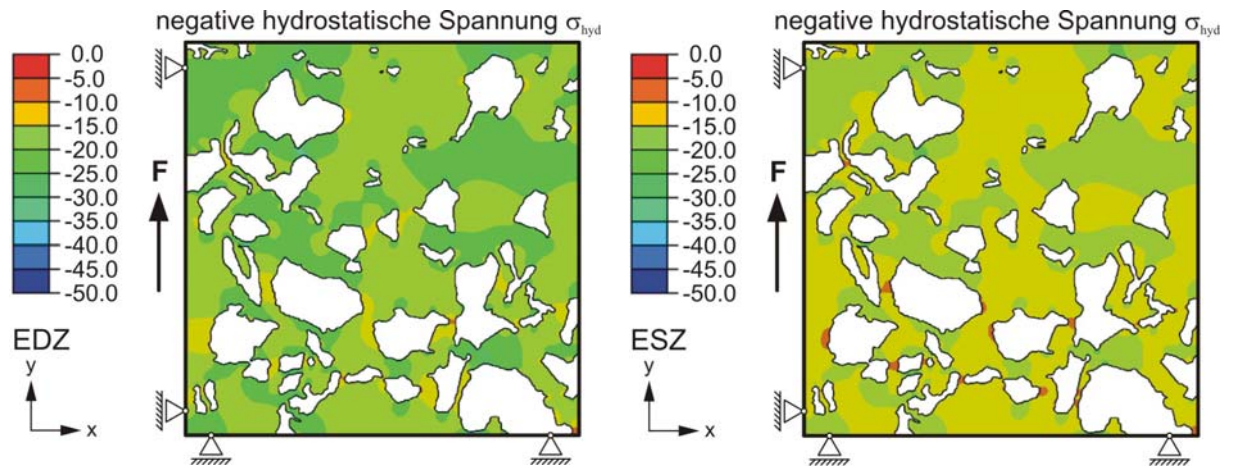
**Bild 139:** Vergleich der lokalen Gesamtdehnungsverteilung in Belastungsrichtung  $\varepsilon_{1,1}$  bei ebenem Dehnungs- und Spannungszustand,  $T=200^{\circ}\text{C}/250^{\circ}\text{C}$  und  $\sigma_a=48\text{ MPa}$

Bei einem Vergleich des lokalen Mehrachsigenquotienten  $q$  bei der Annahme eines EDZ und ESZ stellen sich erwartungsgemäß deutliche quantitative Unterschiede ein, siehe Bild 140. Durch die Forderung nach  $\sigma_z = 0$  weicht insbesondere die hydrostatische Spannung deutlich von den Ergebnissen bei ebenem Dehnungszustand ab. Durch die Forderung nach  $\sigma_z = 0$  ist die hydrostatische Spannung des ESZ im Vergleich zu EDZ reduziert, siehe Bild 141.



**Bild 140:** Vergleich des Mehrachsigenquotienten  $q$  bei ebenem Dehnungs- und Spannungszustand,  $T=200^{\circ}\text{C}/250^{\circ}\text{C}$  und  $\sigma_a=48\text{ MPa}$

Qualitativ stimmen dabei die Mehrachsigenquotienten zwischen EDZ und ESZ überein. Mehrachsigenquotientenverläufe vom Inneren der Probe (hohe Mehrachsigenquotienten) zur Probenoberfläche (niedrige Mehrachsigenquotienten) erschweren aber die skizzierte Verknüpfung des Mehrachsigenquotienten  $q$  mit potenziellen Rissinitiationsorten bei schwingender Beanspruchung. Die Untersuchungen an realen Mikrostrukturausschnitten zeigen aber, dass unabhängig von der Annahme eines EDZ oder ESZ die potenziellen kritischen Orte der Mikrorissinitiation ermittelt werden können. Die geringen Abweichungen der quantitativen Werte der untersuchten Größen beeinflussen die getätigten Kernaussagen nicht.



**Bild 141:** Negative hydrostatische Spannung der Matrixphase bei  $T=200^{\circ}\text{C}/250^{\circ}\text{C}$  und  $\sigma_a=48\text{ MPa}$  – Vergleich zwischen ebenem Dehnungszustand und ebenem Spannungszustand

### 8 Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells

Die Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells auf Basis einer Markov-Kette zur Beschreibung der Ermüdungsschädigung ist an das Vorhandensein einer diskreten, quantifizierbaren Schädigungsevolution unter Berücksichtigung einer mikrostrukturellen Barrierewirkung von Phasen- und / oder Korngrenzen gekoppelt, siehe ausführlich in Kapitel 3.2.

Die notwendigen experimentellen Untersuchungen zur Qualifikation und Quantifizierung der mikrostrukturellen Ermüdungsschädigungscharakteristik umfassen unabhängig von verwendetem Werkstoff:

- Charakterisierung der Mikrorissnukleation / -initiierung
- Charakterisierung des Mikrorisswachstums
- Quantifizierung der mikrostrukturellen Ermüdungsschädigung

Für den austenitischen Rohrleitungswerkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550) konnte die Anwendbarkeit des von Krolop et al. in [1] konzipierten und hier erweiterten Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells gezeigt werden, siehe ausführlich in den Kapiteln 3.2.8-3.2.14. Die konzeptionellen Anwendungsgrenzen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells wurden in Kapitel 3.2.13 ermittelt und dargestellt. Die Schädigungsevolution in Form von wachsenden Mikrorissen kann mit der Wahl der diskreten Risslängeneinheit „Korn“ durch das Konzept der Übergangswahrscheinlichkeiten mechanismenorientiert beschrieben werden. Eine submikrostrukturelle Beschreibung der wirkenden Ermüdungsschädigungsmechanismen ist aufgrund der eindeutigen mikrostrukturellen Auswirkung in Form polykristalliner Ermüdungsschädigung nicht notwendig. Der schematische Verlauf der probabilistischen Mikrorissevolution bei X6CrNiNb18-10 beschreibt das beanspruchungsabhängige Mikrorisswachstum an der Probenoberfläche, siehe z.B. Bild 28 in Kapitel 3.2.10.

Experimentelle Untersuchungen zur Qualifikation und Quantifizierung der mikrostrukturellen Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 wurden ausführlich bei Raumtemperatur,  $T=200/250^{\circ}\text{C}$  und  $T=400^{\circ}\text{C}$  unter rein wechselnder HCF- und LCF-Beanspruchung durchgeführt. Die Grundvoraussetzung zur Beschreibung mikrostruktureller Ermüdungsschädigung bei AlSi12Cu4MgNi2 durch stochastische Modellierung ist erfüllt. Aufgrund der experimentell nachgewiesenen unterschiedlichen Ermüdungsschädigungsformen wird die Frage nach der Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells zur Abschätzung der Lebensdauer zunächst getrennt für die einzelnen Temperaturen betrachtet.

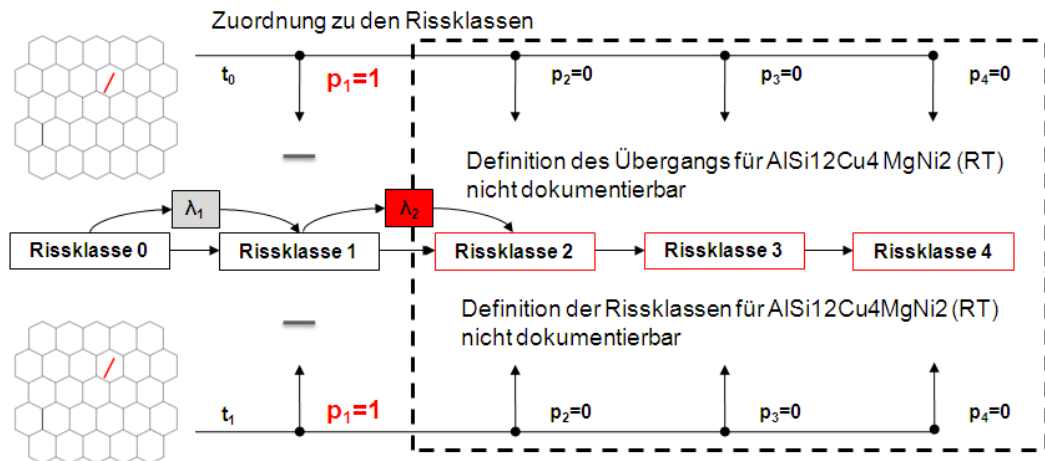
#### 8.1 Übertragbarkeit bei Raumtemperatur (AlSi12Cu4MgNi2)

Bei den experimentellen Untersuchungen bei Raumtemperatur ergeben sich sowohl für HCF- als auch für LCF-Beanspruchungen nur nach Versagen der Probe die Möglichkeit zur Detektierung der Ermüdungsrissinitiierung in Form von rasterelektronen- und lichtmikroskopischen Untersuchungen der Bruchfläche und des Bruchausgangsbereichs. Die Ermüdungsschädigungsinitiierung ist mit dem Brechen von großen unförmigen Siliziumkristallen verknüpft. Die Lebensdauer wird dabei maßgeblich von der Rissinitiierungsphase geprägt. Mikrostrukturelles Ermüdungsrisswachstum nach erfolgter Mikrorissbildung in Form des Bruchs eines Siliziumkristalls ist durch die gewählte Untersuchungsmethodik (sukzessive Mantelflächendokumentation) nicht nachweisbar. Anzeichen von weiteren Ermüdungsrissinitiierungsstellen, untersucht nach Versagen der Probe, können sowohl für HCF- als auch für LCF-Beanspruchung durch eine vollständige lichtmikroskopische Untersuchung der Mantelflächen nicht ermittelt werden. Die prinzipielle Möglichkeit, die Dokumentation der Mantelflächen direkt während des Versuchs (in-situ) zu dokumentieren, ist aufgrund der hier vorliegenden

werkstoffspezifischen Einzelrisscharakteristik nicht zielführend. Die Wahrscheinlichkeit, dass die Ermüdungsrissinitiierung im direkt dokumentierten Mantelflächenausschnitt auftritt, ist für effiziente systematische Untersuchungen nicht ausreichend. Aufgrund des schlagartigen Versagens der Probe ist sowohl die Definition einer charakteristischen Längeneinheit zur Klassifizierung des Ermüdungsrisswachstums sowie eine mögliche Barrierewirkung des Mikrorisses an intermetallischen Phasen und Siliziumkristallen unabhängig von mikrostrukturellen Gegebenheiten nicht möglich.

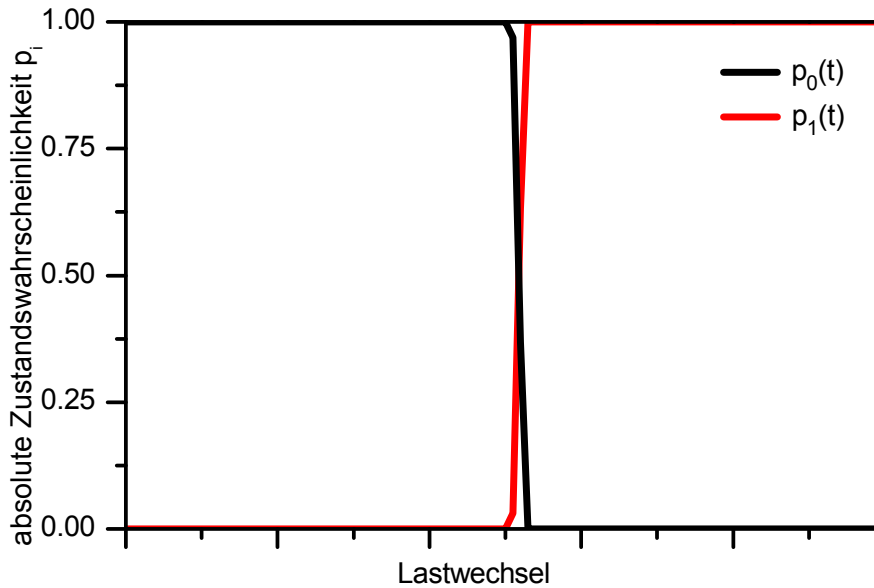
Dabei unterscheidet sich der wirkende Schädigungsmechanismus von den mikrostrukturellen Vorgängen bei polykristallinem Werkstoff wie X6CrNiNb18-10 nur durch den Ort des lokalen Versetzungsaufbaus. Während bei X6CrNiNb18-10 die Korngrenzen die dominante mikrostrukturelle Barriere darstellen, an denen sich Versetzungen aufstauen können, stellen Siliziumkristalle und untergeordnet intermetallische Phasen die relevanten mikrostrukturellen Barrieren für AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur dar. Diese Form von Initiierungsmechanismus kann an einer Vielzahl von Werkstoffen nachgewiesen werden, beispielsweise für EN AW-2219-T851 [130]. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit waren keine Untersuchungen zur Ermittlung der lokalen Versetzungsstruktur und der Versetzungsdichte in Einschlussnähe bei unterschiedlichen Lebensdaueranteilen vorgesehen – ein experimenteller Nachweis des Ermüdungsschädigungsmechanismus steht aus. Die Ermüdungsschädigungsform kann für AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur als einschlussorientiert bezeichnet werden.

Das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell stellt in seiner Konzeption ein Mikrorisswachstumsmodell und weniger ein Mikrorissinitiierungsmodell dar. Das Kriterium für lokale Mikrorissinitiierung stellt die akkumulierte plastische Vergleichsdehnung der aktivierten Gleitsysteme von Körnern dar. Durch den zu berechnenden beanspruchungsabhängigen Parameter  $t_0$  wird die Zyklenzahl des Auftretens erstmaliger Mikrorissinitiierung bestimmt. Die Mikrorissinitiierung stellt den Übergang von der 0.ten in die erste Mikrorissklasse dar.



**Bild 142:** Konzeptionelle Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, übertragen auf die dokumentierte Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur

Ein für die Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 (RT) konzipiertes Ablaufdiagramm, basierend auf der konzeptionellen Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, zeigt **Bild 142**. Die Abbildung fasst die Problematik der Anwendung des Modells kompakt zusammen: die Einzelrisscharakteristik des Ermüdungsversagens, die ausbleibende Schädigungsevolution und daraus resultierend die ausbleibende Definitionsmöglichkeit der Rissklassen. Selbst Aussagen über den bevorzugt eingeschlagenen Risspfad können nicht getroffen werden. Fraktografische Untersuchungen zeigen keine die Rissklassen charakterisierende Abhängigkeit des Bruchpfades von mikrostrukturellen Parametern und Größen.



**Bild 143:** Schematischer Verlauf der probabilistischen Mikrorissevolution bei AISi12Cu4MgNi2 (RT) bei Anwendung im Rahmen des SMM-Modells

Einen schematischen Verlauf der Rissklassenentwicklung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells für AISi12Cu4MgNi2 (RT) zeigt [Bild 143](#). Der Initiierung eines Mikrorisses ist gleichbedeutend mit dem Versagen der Probe. Die Zyklenzahl zwischen dem Brechen eines Siliziumkristalls und dem Versagen der Probe ist gemäß den durchgeführten experimentellen Untersuchungen sehr gering. Diese Versagenscharakteristik entspricht dem Verhalten von spröden Materialien.

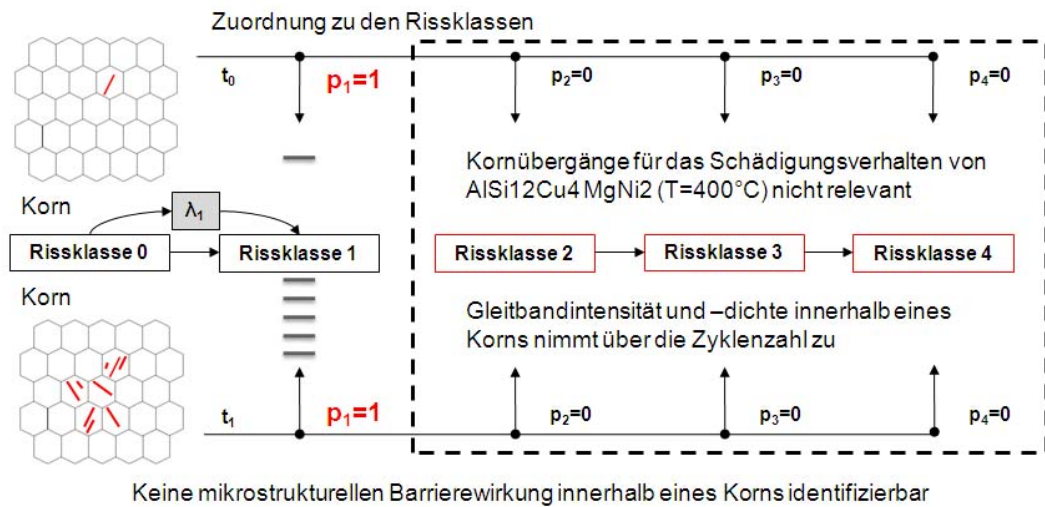
Zusammenfassend gilt: Eine Quantifizierung der mikrostrukturellen Ermüdungsschädigung im Sinne des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells ist aufgrund der einzelrisssdominierten Charakteristik nicht möglich. Das Modell basiert auf Wahrscheinlichkeitsverteilungen und benötigt Informationen der charakteristischen Mikrorissdichteverteilungen zu unterschiedlichen Zyklenzahlen, was eine homogene Verteilung der Mikrorissentwicklung auf der Mantelfläche der Probe bedingt.

Aufgrund der beschriebenen Ermüdungsrissinitiierungs- und -wachstumscharakteristik ist eine Anwendung des stochastischen Mikrorisswachstumsmodells für AISi12Cu4MgNi2 bei Raumtemperatur nicht möglich.

## 8.2 Übertragbarkeit bei T=400°C (AISi12Cu4MgNi2)

Bei den experimentellen Untersuchungen bei einer Prüftemperatur von T=400°C und LCF-Beanspruchung weisen die untersuchten Proben keine Ermüdungsrissinitiierung und kein Ermüdungsrisswachstum in Form von diskret zu beschreibenden Zuständen auf. Zu erkennen ist eine quasi-homogene mit der Lastwechselzahl zunehmende Matrixzerrüttung mit abgelösten Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen, resultierend aus der hohen Beanspruchung der Matrixphase. Die Lastübertragung auf die Einschlussphasen ist durch die Plastizität der Matrixphase minimiert. Bei steigenden Lastwechselzahlen sind einzelne Siliziumkristalle neben einer zunehmenden Matrixzerrüttung in Form von makroskopischen Gleitbändern mit Rissbildung vollständig von der Matrixphase abgelöst.

Ein für die Ermüdungsschädigung von AISi12Cu4MgNi2 bei T=400°C und LCF-Beanspruchung konzipiertes Ablaufdiagramm, basierend auf der konzeptionellen Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, zeigt [Bild 144](#).



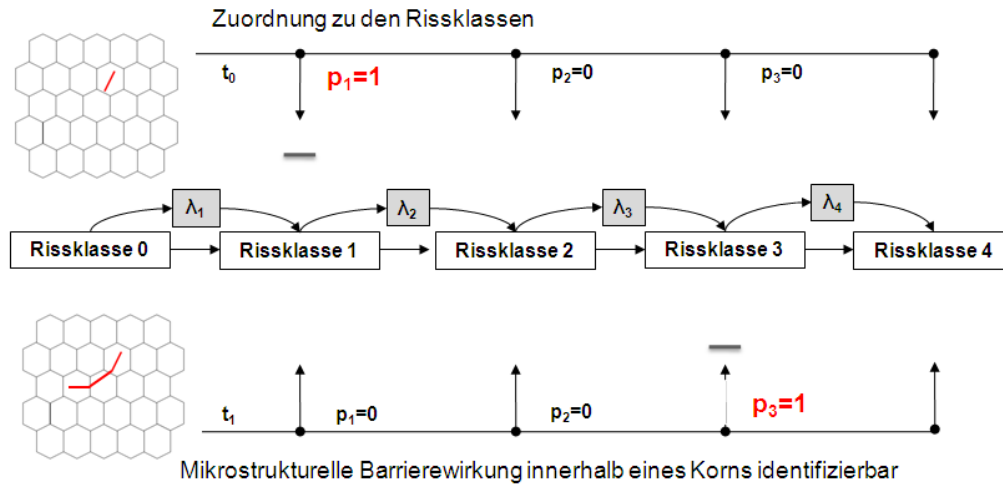
**Bild 144:** Konzeptionelle Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, übertragen auf die dokumentierte Ermüdungsschädigung von AISi12Cu4MgNi2 bei T=400°C und LCF-Beanspruchung

Als diskrete Zustandsklasse wird hier wie beim polykristallinen X6CrNiNb18-10 die Einheit „Korn“ verwendet. Die sich ausbildenden makroskopischen Gleitbänder, vgl. die Ergebnisdokumentation in Kapitel 5.5.1, weisen eine kornorientierungsspezifische Orientierung auf. Barrierewirkungen innerhalb eines Kornes, hervorgerufen beispielsweise durch die Phasengrenzen der Matrix- und Einschlussphase, werden nicht festgestellt. Durch die hohen plastischen Verformungen in der Matrixphase sind Intensität und der Verlauf der makroskopischen Gleitbänder an die lokale Mikrostruktur gekoppelt – Barrierewirkung kann aber nicht festgestellt werden. Die Gleitbandrichtung orientiert sich an der Richtung maximaler Schubspannung des kornorientierungsspezifischen Hauptgleitsystems. Durch lokale Gegebenheiten kann das Gleitband von seiner Vorzugsrichtung abgelenkt werden. Eine Blockadewirkung an den Phasengrenzen findet nicht statt. Bei zunehmender Lastwechselzahl nehmen die Intensität und die Anzahl dieser makroskopischen Gleitbänder innerhalb eines Kornes deutlich zu. Ohne eine diskrete Möglichkeit zur Beschreibung der Ermüdungsschädigung in Form von schädigungsspezifisch charakteristischen Abmessungen ist die Anwendbarkeit des Mikrorisswachstumsmodells nicht möglich. Die Klassifizierung der Schädigung auf der Basis von Körnern ist durch die großen Kornabmessungen bei AISi12Cu4MgNi2 nicht zielführend. Die Ermüdungsschädigung an der Oberfläche der Proben ist auf kleinere mikrostrukturelle Abmessungen begrenzt. Innerhalb eines Kornes kann keine mikrostrukturelle Barriere identifiziert werden, die zur Abgrenzung der Rissklassen herangezogen werden kann. Allein die beobachtbare Schädigungsevolution in Form einer Zunahme der Gleitbandabmessungen (Tiefe, Breite, Länge) und -anzahl kann weder als Mechanismus noch als Eingabegröße für das Mikrorisswachstumsmodell verwendet werden.

### 8.3 Übertragbarkeit bei T= 250°C (AISi12Cu4MgNi2)

Die experimentellen Untersuchungen bei HCF-Beanspruchung und einer Prüftemperatur von T=250°C zeigen, dass in Abhängigkeit zur wirkenden Beanspruchungshöhe unterschiedliche Ermüdungsschädigungsformen auftreten können. So weisen Proben bei niedrigen Beanspruchungshöhen ( $\sigma_a < 50$  MPa) mehrheitlich eine Mikrorissinitiierung an Siliziumkristallen und von untergeordneter Bedeutung an intermetallischen Phasen auf. Schädigung an Siliziumkristallen bezeichnet dabei den Bruch des Einschlusses oder Mikrorissbildung am Über-

gang zwischen Matrix- und Einschlussphase. Durch umfangreiche Untersuchungen und Dokumentationen der geschädigten Einschlüsse konnte durch Vergleiche mit der Referenzverteilung der Einfluss der Einschlussmorphologie (Fläche, Anordnung, Orientierung, Rundheit) auf die Schädigungsinitiierung untersucht werden. Die einschlussorientierte Schädigung ist bei den sukzessiv geprüften Proben nach dem ersten Intervall zur sukzessiven Dokumentation der Mantelfläche nachweisbar. Die Anzahl der geschädigten Einschlüsse bei zunehmenden Lastwechselzahlen steigt aber nur in geringem Maße an.



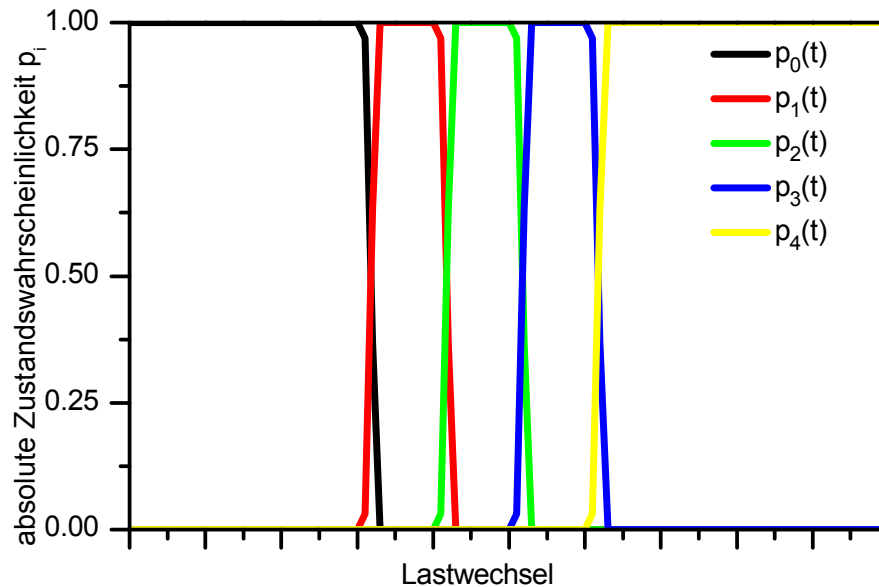
**Bild 145:** Konzeptionelle Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, übertragen auf die dokumentierte Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 bei T=250°C und Einzelrisswachstum

Ein deutliches Wachstum, der aus Brüchen initiierenden Mikrorisse kann aufgrund der Orientierungsunterschiede zwischen Riss und Kornorientierung zumeist unterdrückt werden. Untersuchungen der gesamten Mantelfläche nach Versagen der Probe zeigen wiederum ausschließlich Einzelrisse, welche beeinflusst durch die Barrierewirkung der Einschlüsse innerhalb der duktilen Matrix wachsen und ab einer gewissen Länge zum Versagen der Probe führen. Ein für die Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 bei T=250°C und Einzelrisswachstum konzipiertes Ablaufdiagramm, basierend auf der konzeptionellen Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, zeigt **Bild 145**. Als diskrete Zustandsklasse kann für eine schematische Darstellung die Weglänge zwischen Einschlüssen für das Wachsen des Einzelrisses in der Matrixphase als auch der Einschluss (Bruch oder Dekohäsion von Einschlüssen im Oberflächenrisspfad) selbst verwendet werden. Unabhängig von der Wahl des charakteristischen Maßes zur Definition der diskreten Rissklasse führt Einzelrisswachstum bzw. ein Mikrorisswachstum an einer geringen Anzahl von Rissen bei der Anwendung im Rahmen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells zu einem Verlauf nach **Bild 146**.

Durch das zugrunde gelegte Einzelrisswachstum wird bei einem Wechsel in die nächste diskrete Rissklasse  $i$  die absolute Zustandswahrscheinlichkeit der entsprechenden Rissklasse  $p_i(t)$  zwingend zu Eins. Der Verlauf der absoluten Zustandswahrscheinlichkeiten der einzelnen Rissklassen entspricht streng genommen einem ideal trapezförmigen Verhalten. Der Einfluss der Beanspruchungshöhe kann dabei durch ein längeres Verharren in der jeweiligen Rissklasse (Risswachstumsreduktion) und einer möglichen Veränderung der Zeit / Zyklenzahl bis zum Einsetzen erstmaliger Rissnukleation  $t_0$  (verlängerte Rissinitiierungsphase) abgebildet werden. Als Modell zur Beschreibung der Lebensdauer bei unterschiedlichen Beanspruchungen eignet sich diese Vorgehensweise nicht. Wenn Einzelrisswachstum vorausge-



setzt werden kann, sind klassische statistische Auswerteverfahren unter Berücksichtigung der Lasthöhe zielführend, beispielsweise nach Weibull.



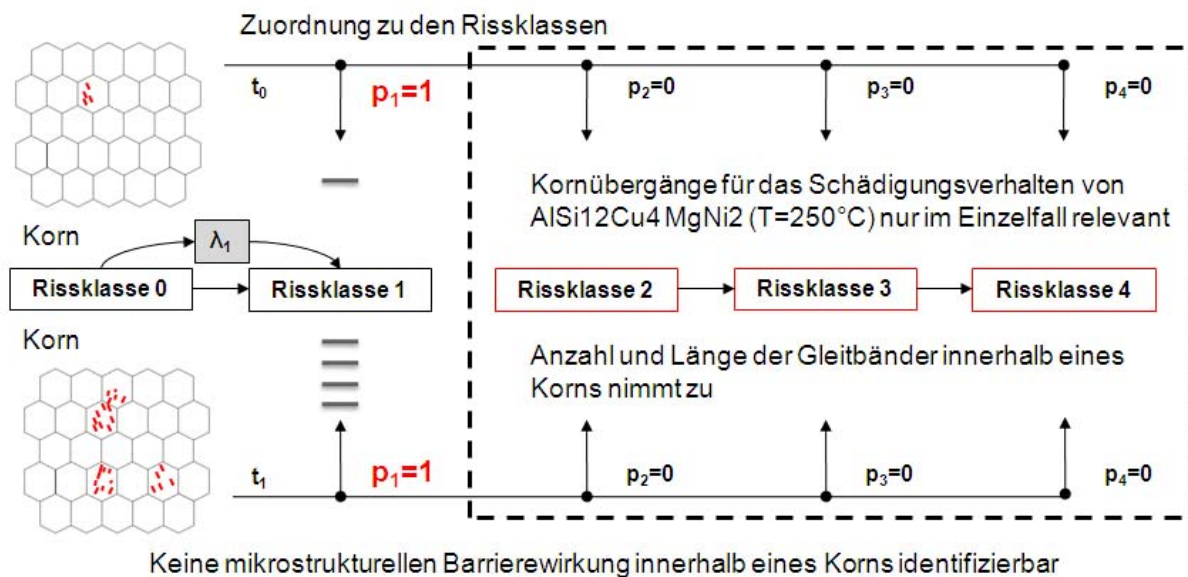
**Bild 146:** Schematischer Verlauf der probabilistischen Mikrorissevolution bei Al-Si<sub>12</sub>Cu<sub>4</sub>MgNi<sub>2</sub> (T=250°C) und Einzelrisswachstum bei Anwendung des SMM-Modells

Bei höheren Spannungsamplituden kann ein Brechen einzelner Siliziumkristalle beobachtet werden – wenn auch mit einer geringeren Anzahl. Dieses Verhalten wird durch ein ausgeprägtes kornorientierungsspezifisches Gleitbandrisswachstum, initiiert an Siliziumkristallen und intermetallischen Phasen, überlagert. Die Ermüdungsschädigung zeigt sich innerhalb eines Kornes als Gleitbänder mit Extrusionen und Mikrorissen in Bereichen hoher Dehnungslokalisierung. Ein Einfluss der Einschlussmorphologie und der kornspezifischen Siliziumkristallverteilung des betroffenen Bereichs auf die Initiierung kann durch die vorgenommenen Untersuchungen ausgeschlossen werden. Innerhalb eines Kornes kann durch sukzessive Dokumentation eine Evolution dieser Mikrorisse nachgewiesen werden. Im Vergleich zu den makroskopischen Ermüdungsgleitbändern, einhergehend mit einer integralen Matrixzerrüttung bei T=400°C (LCF), sind die dokumentierten Mikrorisse identifizier- und abzählbar.

Ein Wachstum über Korngrenzen hinweg, was eine Barrierewirkung aufgrund der Orientierungsunterschiede implizieren würde, findet nicht bzw. nur in Einzelfällen, nachgewiesen bei hohen Beanspruchungen, statt. Die dokumentierten Gleitbandrisse innerhalb eines Kornes weisen trotz kontinuierlichem Wachstum nur geringe Abmessungen auf. Einen Einfluss lokaler Barrieren (Phasengrenzen usw.) sowie eine mögliche Koaleszenz einzelner Gleitbandrisse innerhalb eines Kornes ist aber aufgrund der geringen Länge der Risse weder qualifizier- noch quantifizierbar.

Ein für die Ermüdungsschädigung von AlSi<sub>12</sub>Cu<sub>4</sub>MgNi<sub>2</sub> bei T=250°C und HCF-Beanspruchung konzipiertes Ablaufdiagramm, basierend auf der konzeptionellen Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, zeigt Bild 147. Trotz einer diskreten Schädigungsevolution können keine an die Mikrostruktur geknüpften Rissklassen definiert werden. Die Bildung von Matrixrissfeldern wird mikrostrukturell durch die jeweilige Kornorientierung und der daraus resultierenden Beanspruchung bestimmt. Die Korngröße stellt als Rissklasse zur Beschreibung der Ermüdungsschädigung aber nicht das die Schädigung charakterisierende Maß dar. Innerhalb eines Kornes ist das geringe Wachstum der Mikrorisse nicht an mik-

rostrukturelle Faktoren gebunden. Eine Barrierewirkung der Siliziumkristalle ist nicht nachweisbar. Unklar bleibt der Einfluss der in der Matrix verteilten überalterten  $Al_2Cu$ -Phase, welche lichtmikroskopisch kaum zu detektieren ist. Die geringe Wachstumsgeschwindigkeit an den Phasenübergängen entstehenden Gleitbändern mit Mikrorissinitiierung ist eventuell auf die Barrierewirkung dieser Ausscheidungen zurückzuführen. Ein Nachweis dieser potenziellen Barrierewirkung ist wiederum durch Untersuchungen, z.B. der Versetzungsdichten möglich. Die Definition potenzieller rissklassenbestimmender charakteristischer Abmessungen als Abstand der in der Matrix verteilten  $Al_2Cu$ -Ausscheidungen würde zu einer großen Anzahl an Rissklassen und somit zu einer immer komplexeren Formulierung der mathematisch zu beschreibenden Mechanismen zur Bestimmung der Übergangsrate führen.



**Bild 147:** Konzeptionelle Basis des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells, übertragen auf die dokumentierte Ermüdungsschädigung von AlSi12Cu4MgNi2 bei T=250°C und HCF-Beanspruchung

Für die Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells ist eine ausgeprägte Schädigungsevolution neben der beschriebenen Barrierewirkung eine Grundvoraussetzung. Diese Voraussetzung ist durch die beschriebenen Ermüdungsschädigungsformen nicht gegeben. Darüber hinaus ist die Verknüpfung der in Abhängigkeit zur Lasthöhe konkurrierenden Ermüdungsschädigungsformen bei T=250°C (Einzelrisscharakteristik und Matrixrissfeld), welche das Modell mechanismenorientiert abbilden muss, ohne Untersuchungen der sich bildenden Versetzungsstrukturen nicht zu formulieren.

#### 8.4 Verknüpfung der Prüftemperaturen (AlSi12Cu4MgNi2)

Wie in den Abschnitten der Prüftemperaturen dargestellt, ist die Betrachtung einzelner Prüftemperaturen hinsichtlich der Implementierung in das Stochastische Mikrorisswachstumsmodell aufgrund teilweise nicht quantifizierbarer Schädigungsevolution sowie nicht nachweisbarer Barrierewirkung des Mikrorisswachstums nicht möglich. Einen Überblick über die notwendigen Anforderungen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells und den temperatur- und lastabhängigen Erfüllungsgrad zeigt Tabelle 20. Es wird als gesichert angenommen, dass jeder Zyklus im Werkstoff eine Schädigung bewirkt – eine Schädigungsevolution demnach auch für die Ermüdungsschädigungsform bei Raumtemperatur vorhanden sein muss. Nicht zu bestimmen bedeutet in diesem Zusammenhang, dass mit den im Rahmen dieser Arbeit möglichen Untersuchungsmethoden eine Schädigungsevolution nicht nachge-

wiesen werden konnte. Schädigung im Sinne von Versetzungsbewegungen in der Matrixphase ohne Auswirkungen auf eine licht- und rasterelektronenmikroskopische detektierbare Ermüdungsschädigungsform ist naheliegend und kann nicht ausgeschlossen werden. Systematische Untersuchungen der Versetzungsstruktur und -dichte zum Nachweis des wirkenden Ermüdungsschädigungsmechanismus können Ergebnisse liefern, die zum Verständnis der sub- und mikrostrukturellen Vorgänge der Ermüdung bei AlSi12Cu4MgNi2 beitragen. Eine Anwendbarkeit des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells bei niedrigen Temperaturen ist aufgrund der vorliegenden Einzelrisscharakteristik auch mit dem Wissen wirkender substruktureller Vorgänge nicht möglich. Bei den dokumentierten Mikrorissfeldern bei  $T=250^{\circ}\text{C}$  mit einer homogenen Schädigung in günstig orientierten Körnern sowie bei  $T=400^{\circ}\text{C}$  ist die Untersuchung der Versetzungsstruktur dagegen notwendig, um die Gleitbandbildung mit Extrusionen und Mikrorissbildung mechanismenorientiert beschreiben zu können.

Versuch	Temp.	Evolu- tion	Initiierungs- phase	diskrete Schädigung	homogene Schädigung	Barriere- wirkung
LCF	RT	n.b. <sup>3</sup>	dominant	ja	Einzelriss	n.b. <sup>3</sup>
HCF	RT	n.b. <sup>3</sup>	dominant	ja	Einzelriss	n.b. <sup>3</sup>
LCF	200°C	n.b. <sup>3</sup>	dominant	ja	Einzelriss	n.b. <sup>3</sup>
HCF <sup>1</sup>	250°C	ja	mäßig	ja	kornspezifisch	n.b. <sup>3</sup> / Nein
HCF <sup>2</sup>	250°C	ja <sup>4</sup>	dominant	ja	Einzelriss <sup>5</sup>	ja
LCF	400°C	ja	gering	Nein	kornspezifisch	Nein
HCF	400°C	ja <sup>4</sup>	mäßig	ja	Einzelriss <sup>5</sup>	ja
X6CrNiNb18-10		ja	gering	ja	kornspezifisch	ja

<sup>1</sup>:  $\sigma_a > 50\text{MPa}$    <sup>2</sup>:  $\sigma_a < 50\text{MPa}$    <sup>3</sup>: nicht zu bestimmen   <sup>4</sup>: Dokumentation bei Einzelrissen schwierig   <sup>5</sup>: homogene Mikrorissinitiierung

**Tabelle 20:** Anforderungen des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells und Darstellung des temperatur- und lastabhängigen Erfüllungsgrad für die Aluminiumgusslegierung AlSi12Cu4MgNi2 und den austenitischen Rohrleitungswerkstoff X6CrNiNb18-10

Für Aluminiumgusslegierungen wie auch allgemein für Materialien mit Verstärkungsphasen sind diese unverzichtbaren Grundlagen nur unzureichend erarbeitet. Die Auswirkungen zyklischer Belastungen bei unterschiedlichen Temperaturen und Belastungshöhen können durch das hier durchgeführte Versuchsprogramm, ergänzt durch analytische und numerische Untersuchungen, qualitativ beschrieben werden – die Verknüpfung der einzelnen licht- und rasterelektronenmikroskopisch detektierten Schädigungsformen sowie die Quantifizierung eines allen Prozessen zugrunde liegenden Mechanismus und dessen Verifikation steht aus.

Grundvoraussetzung und -prinzip des Modells ist die durch die mathematische Formulierung implizit enthaltene Barrierewirkung aufgrund von Phasen- oder Korngrenzen sowie die Bedingung einer quantitativ zu ermittelnden Schädigungsevolution, die als Eingabe für das Modell dienen. Der dem Modell zugrunde liegende systemdynamische Ansatz ist eine passende Möglichkeit die komplexen Wechselwirkungen der mikrostrukturellen Parameter zu erfassen – Voraussetzung hierfür ist aber neben dem detaillierten Verständnis substruktureller Vorgänge eine quantifizierbare Evolution der Schädigungsentwicklung in Abhängigkeit zu mikrostrukturellen Parametern.

Zusammengefasst ergeben sich für die Anwendung des Stochastischen Mikrorisswachstumsmodells folgende Voraussetzungen:

- Nachweis und Dokumentation der Schädigungsevolution auf einer materialspezifisch sub- bzw. mikrostrukturellen Ebene
- Dominanz der Mikrorisswachstumsphase
- Diskrete Quantifizierung der mikrostrukturellen Ermüdungsschädigung
- Homogene Schädigungsverteilung zur Sicherstellung der Übertragbarkeit der dokumentierten Mantelfläche
- Nachweis einer mikrostrukturellen Barrierewirkung zur Definition werkstoffspezifischer Rissklassen

---

**9 Literatur**

- [1] Krämer, D., Krolop, S.: Entwicklung eines schädigungsmechanischen Modells zur Bewertung der Lebensdauer von Kraftwerkskomponenten bei zyklischer mechanischer Beanspruchung, Abschlussbericht zum BMBF Vorhaben 1501095, MPA Auftrags-Nr. 8819 00 000, 2001
- [2] Roos, E.: Festigkeitslehre I, Vorlesungsmanuskript, IMWF Universität Stuttgart, 2010
- [3] Roos, E.: Leichtbau und Werkstofftechnik, Vorlesungsmanuskript, IMWF Universität Stuttgart, 2010
- [4] Roos, E., Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendungen, Prüfung, Springer-Verlag, 2005
- [5] Roos, E., Issler, S.: Bewertungsansätze bei komplexer mehrachsiger Schwingbeanspruchung und Vergleich mit experimentellen Untersuchungen
- [6] Roos, E., Gengenbach, T., Rauch, M.; Schemmel, J.: Lebensdauerermittlung bei mehrachsigen wechselnden Beanspruchungen im niedrigen und hohen Temperaturbereich, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2003, 34, No.9, pp. 781-788
- [7] Smith, K.N., Watson, P., Topper, T.H.: A stress-strain function for the fatigue of metals, Journal of Materials, JMLSA, Vol. 5, 1970, pp. 767-778
- [8] Manson, S.S.: Behaviour of materials under conditions of thermal stress, NACA Tech. Note 2933, 1954
- [9] Coffin, L.F.: Study of the effects of cyclic thermal stresses in ductile metal, Trans. ASME 76931, 194
- [10] Suresh, S.: Fatigue of materials, Cambridge University Press, 2nd Edition, 1998
- [11] Suresh, S., Ritchie, R.O.: Propagation of short fatigue cracks, International Metals Reviews 29, 1984, pp. 445-476
- [12] Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), 3. Ausgabe 2006
- [13] Kitagawa, H., Takahasi, S.: Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the crack in the early stage, Proceedings of Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, American Society for Metals, Metal Park, 1976
- [14] Kitagawa, H., Takahasi, S.: Fracture Mechanical Approach to very Small Fatigue Cracks and to Threshold, Transaction of Japan Society of Mechanical Engineers, 18, 1975
- [15] Tokaji, K., Ogawa T.: The growth behaviour of microstructurally small fatigue cracks in metals, Short fatigue cracks, ESIS 13 (eds.K.J. Miller and E.R. de los Rios), Mech. Eng. Pub., London, 1992, pp. 85-99
- [16] Ray, K.K, Narasayah, N., Siwakumar, R.: Studies on short fatigue crack growth behaviour of a plain carbon steel using a an new specimen configuration, Materials Science and Engineering, A372, 2004
- [17] Krupp, U. :Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und –ausbreitung in metallischen Werkstoffen, Habilitationsschrift, 2004, Universität Siegen
- [18] Rodopoulos, C.A., de los Rios, E.R.: Theoretical analysis on the behaviour of short fatigue cracks, Int. Journal of Fatigue 24, 2002, pp. 719-724

- [19] De los Rios, E.R., Navarro, A., Hussain, K.: Microstructural variations in short fatigue crack propagation of a C-Mn steel, Short fatigue cracks, ESIS 13 (eds.K.J. Miller and E.R. de los Rios), Mech. Eng. Pub., London, 1992
- [20] Paris, P.C., Gomez, M.P., Anderson, W.P.: A rational analytic theory of fatigue, The Trend in Engineering, 13, 1961, pp. 9-14
- [21] Laird, C.: ASTM Special Techn. Publ. 415, 1967, 131
- [22] Forsyth, P.J.E.: A two stage process of fatigue crack growth, Proc. of the crack propagation symposium , The college of Aeronautics, Cranfield, 1962
- [23] Thompson, N., Wadsworth, N.J., Louat, N.: The origin of fatigue fracture in copper, Philosophical Magazine 1, 1956, pp. 113-126
- [24] Backofen, W.A., Fracture Proc. Int. Conf., Swampscott, 1959
- [25] Forsyth, P.J.E.: Slip-Band Damage and Extrusion, Proc. of the Royal Society of London, Series A, Mathematical and Physical Sciences, Vol. 242, No. 1229, 1957, pp. 198-202
- [26] Forsyth, P.J.E.: Fatigue in Aircraft Structures, Proc. of the Int. Conference, Columbia University, Academic Press, New York, 1956
- [27] Essmann, U., Gösele, U., Mughrabi, H.: A model of extrusions and intrusions in fatigued metals, I. Point-defect production and the growth of extrusions, Philosophical Magazine A, 44:2, 1981, pp. 405-426
- [28] Baxter, W.J.: What are the kinetics of Slipband extrusions?, Basic Questions in Fatigue: Volume I, ASTM STP 924, J.T. Fong and R.J. Fields, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, pp. 67-80
- [29] Koneva, N.A., Teplyakova, L.A., Sosnin, O.V., Tsellermayer, V.V., Kovalenkoe, V.V.: Fatigue of steels and alloys – Transformation of dislocation substructures under fatigue loading, Russian Physics Journal, Vol.45, No.3, 2002
- [30] Fan, J., Hao, S.: A design-centered approach in developing Al-Si-based light-weight alloys with enhanced fatigue life and strength, Journals of Computer-Aided Materials Design 11, 2004, pp. 139-161
- [31] Wellinger, K., Dietmann, H.: Festigkeitsberechnung – Grundlagen und technische Anwendung, 3. Auflage, Stuttgart, Kröner-Verlag, 1976
- [32] Hall, E.O.: The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results, Proc. Phys. Soc. 64, 1951, pp. 747-753
- [33] Petch, N.J.: The cleavage strength of polycrystals, J. Iron Steel Inst. 174, 1953, pp. 25-28
- [34] Eshelby, J.D., Frank, F.C., Nabarro, F.R.N., Phil. Mag. 42,1951, 351
- [35] Hull, D., Bacon, J.: Introduction to dislocations, 4. Edition, Butterworth-Heinemann, 2001, ISBN 0-7506-4681-0
- [36] Navarro, A., de los Rios, E.R.: Fatigue Crack Growth Modelling by Successive Blocking of Dislocations, Proc. Mathematical and Physical Sciences, Vol. 437, No. 1900, 1992, pp. 375-390
- [37] Hu, Y.M., Floer, W., Krupp, U., Christ, H.-J.: Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al, Mater. Sci. Eng., Vol. A278, 1999, pp. 170-180

- [38] Long, M., Crooks, R., Rack, J.: High-Cycle fatigue performance of solution-treated metastable  $\beta$  Titanium alloys, *Acta mater.* Vol. 47, No.2, 1999, pp. 661-669
- [39] Shiozawa, K., Tohda, Y., Sun, S.-M.: Crack Initiation and small fatigue crack growth behaviour of squeeze-cast Al-Si aluminium alloys, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 20, No. 2, 1997, pp. 237-247
- [40] Zhang B., Poirier, D.R., Chen W.: Microstructural Effects on high-cycle fatigue-crack initiation in A356.2 Casting Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30, pp. 2659-2666
- [41] Gao, Y.X., Yi, J.Z., Lee, P.D., Lindley, T.C.: A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminium alloys, *Acta Materialia* 52, 2004, pp. 5435-5449
- [42] Stolarz, J., Madelaine-Dupuich, O., Magnin, T.: Microstructural factors of low-cycle fatigue damage in two-phase Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering A299*, 2001, pp. 276-286
- [43] Joyce, M.R., Styles, C.M., Reed, P.A.S.: Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al-Si alloys, *Int. Journal of Fatigue* 25, 2003, pp. 863-869
- [44] Kung, C.Y., Fine, M.E.: Fatigue Crack Initiation and microcrack growth in 2024-T4 and 2124-T4 aluminium alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 10A, 1979-603
- [45] Bowles, C.Q., Schijve, J.: The role of inclusions in fatigue crack initiation in an aluminium alloy, *Int. Journal of Fracture*, Vol. 9, No. 2, 1973
- [46] Plumtree, A., Schafer, S.: Initiation and short crack behavior in aluminium alloy castings, In: Miller, K.J., de los Rios, E.R., (Eds.), *The mechanical behavior of Short Fatigue Cracks*, EGF Publication 1, Suffolk, UK, pp.215
- [47] Lados, D.A, Apelian, D., de Figueredo, A.M.: Fatigue performance of high integrity cast aluminium components, *Proceedings from the 2<sup>nd</sup> International Aluminium Casting Technology Symposium*, 7-9 October 2002, Columbus, OH, ASM International, 2002
- [48] Chawla, N., Andres, C., Davis, L.C., Jones, J.W., Allison, J.E.: The interactive Role of Inclusions and SiC Reinforcement on the high-cycle Fatigue Resistance of particle reinforced Metal Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31A, 2000, pp.951
- [49] Babout, L., Brechet, Y., Maire, E., Fougères, R.: On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites, *Acta Materialia* 53, 2004, pp.4517-4525
- [50] Gall, K., Yang, N., Horstemeyer, M., McDowell, D. I., Fan, J.: The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al-Si Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, 1999, pp. 3079
- [51] Eshelby, J.D.: The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems, *Proceedings of The Royal Society of London, Series A*, 241, pp. 376-396
- [52] Huang, M., Li, Z.: Influences of particle size and interface energy on the stress concentration induced by the oblate spheroidal particle and the void nucleation mechanism, *Int. Journal of Solids and Structures* 43, 2006, pp. 4097-4115

- [53] Chan, K.S.: A microstructure-based fatigue-crack initiation model, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34A, 2003, 43
- [54] Tanaka, K., Mura, T.: A theory of fatigue crack initiation at Inclusions, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13A, 1982, pp.117
- [55] Gall, K., Horstemeyer, M., McDowell, D.L., Fan, J.: Finite element analysis of the stress distributions near damaged Si particle clusters in cast Al-Si alloys, *Mechanics of Materials* 32, 2000, pp. 277-301
- [56] Moffat, A.J.: Micromechanistic analysis of fatigue in aluminium silicon casting alloys, PhD Thesis, University of Southampton, 2007
- [57] Wang, Q. G., Apelian, D., Lados, D. A.: Fatigue behaviour of A356-T6 aluminium cast alloys. Part I. Effect of Casting Defects, *Journal of Light Metals*, 1, pp. 73-84
- [58] Yi, J.Z., Gao, Y.X., Lee, P.D., Lindley, T.C.: Microstructure-Based Fatigue Life prediction for cast A356-T6 aluminium-silicon Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 37B, 2006
- [59] Gao, Y.X., Yi, J.Z., Lee, P.D., Lindley, T.C.: The effect of porosity on the fatigue life of cast aluminium-silicon alloys, *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 27, pp. 559-570
- [60] Fan, J., McDowell, D.L., Horstemeyer, M.F, Gall, K.: Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys, *Engineering Fracture Mechanics* 70, pp. 1281-1302
- [61] Eichsleder, W.: Lebensdauervorhersagen auf Basis von Finite Elemente Ergebnissen, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 2003, 34, No.9
- [62] Lados, D.A., Apelian, D.: Operating Fatigue Crack Growth Mechanisms at the Microstructure Level in Al-Si-Mg Cast Components, Worcester Polytechnic Institute, 2004
- [63] Zhang, B., Poirier, D.R., Chen, W.: Die Wirkung des HIPens und der Strontiumveredelung auf Ermüdungsverhalten der Aluminiumlegierungen A356.2, *Giesserei-Praxis* 5/2003
- [64] Rockenschaub, H.W., Gschwandtner, R., Holzinger, A., Topic, I., Mikota, J.: Charakterisierung der Kolbengusslegierung Al Si12CuNiMg, Teil 1: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften bei Kaltauslagerung, *Giesserei-Praxis* 1-2/2008
- [65] Mielke, S., Kolbenschmidt Pierburg AG, mündliche Mitteilung
- [66] Rousselier, G.: Ductile Fracture Models and their Potential in Local Approach of Fracture, *Nuclear Engineering and Design* 105, 1987, pp. 97-111
- [67] Beremin, F.M.: Experimental and numerical study of the different stages in ductile rupture: Application to crack initiation and stable crack growth, *Three Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture*, 1981, pp. 185-205
- [68] Lemaître, J.: Formulation and identification of damage kinetic constitutive equations. In: *Continuum Damage Mechanics – Theory and Applications*, CISM Courses and Lectures No. 295, eds. D: Krajcinovic & J. Lemaître
- [69] Kachanov, L.M.: Time of the rupture process under creep conditions, *TVZ Akad. Nauk. S.S.R. Otd. Tech. Nauk.*, 8, 1958
- [70] Rabotnov, Y.N.: Creep rupture, *Proc. XII Int. Con. Appl. Mech. (Stanford 1968)*, Springer, 1969



- [71] Lemaître, J., Chaboche, J.L.: Mechanics of solid materials, Cambridge University Press, 1990
- [72] McDowell, D.L. and V. Poindexter: Multiaxial fatigue modelling based on microcrack propagation: stress state and amplitude effects, Fourth Int. conf. On biaxial/multiaxial Fatigue, Paris, 1994
- [73] Tanaka, K., Mura, T.: A dislocation model for fatigue crack initiation, J. of Applied Mechanics, Vol.48, 1981, pp. 97-103
- [74] Chauvot, C.: Rissbildung und Risswachstum in dem Rohrleitungsstahl X6 CrNiNb 18-10 unter plastischer Wechselverformung – Experimentelle Methoden und Modellierung, Dissertation, Universität Karlsruhe, 2001
- [75] Huang, X.: Simulation on the process of fatigue crack initiation in a martensitic stainless steel, Dissertation, Universität Kassel, 2007
- [76] Miller, K.J.: The Two Threshold of Fatigue Behaviour, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol.16, 1993, pp. 931-939
- [77] Zenner, H., Pötter, K., Schram, A., Suhartono, H.A.: Simulation des Mikrorisswachstums unter Schwingbeanspruchung, Teil 1: Modell und Simulationsergebnisse, Mikrorisswachstum, Streuung, Einfluss von Beanspruchungsart und -höhe, Risskeimdichte und Korngröße, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 32, 2001, pp. 845-857
- [78] Ahmadi, A., Zenner, H., Düwel, V., Schram, A.: Mikrorissentstehung und Mikrorisswachstum in Aluminiumlegierungen bei zyklischer Beanspruchung – Werkstoffliche Untersuchung und Simulation, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 33, 2002, pp. 265-274
- [79] Ross, S.M.: Introduction to probability models, Ninth Edition, University of California, Elsevier, 2007
- [80] Bataille, A., Magnin, T., Miller, K.J.: Numerical simulation of surface fatigue microcracking processes, Short fatigue cracks,ESIS 13 (eds. K.J. Miller and E.R. de los Rios), Mech. Eng. Pub., London, 1992
- [81] Argence, D., Weiss, J., Pineau, A.: Observation and modeling of transgranular and intergranular multiaxial low cycle fatigue damage of austenitic stainless steels, Fourth Int. conf. on Biaxial/Multiaxial Fatigue, Paris, 1994
- [82] Abnahmeprüfzeugnis 3.1.B mit der Zeugnis-Nr. 68307 für die Charge 77194, BGH Edelstahl Siegen GmbH, 1997
- [83] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 3. Auflage, Springer-Verlag, 2007
- [84] Dürr, A.: Zur Ermüdungsfestigkeit von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen bei der Anwendung von UIT-Nachbehandlung, Universität Stuttgart, Institut für Konstruktion und Entwurf, Dissertation, 2007
- [85] Manson, S.S., Halford, G.R.: Fatigue and Durability of Structural Materials, ASM International, 2006
- [86] Stolarz, J.: Multicracking in low cycle fatigue – a surface phenomenon?, Materials Science and Engineering A234-236, 1997, pp. 861-864
- [87] Magnin, T.: Advances in Corrosion-Deformation Interactions, Trans Tech Publications, Zürich, 1996, pp. 143-156

- [88] ASME Code Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components, Division 1 – Subsection NB Class 1 Components, The American Society of Mechanical Engineers, New York, 2007 Edition
- [89] Chopra, O.K., Shack, W.J.: Effect of LWR Coolant Environments of the Fatigue Life of Reactor Materials, NUREG/CR-6909, ANL-06/08, 2007
- [90] Reicherter, B., Schuler, X., Herter, K.-H.: Nachweis der Ermüdungsfestigkeit bei kern-technischen Komponenten aus ferritischen und austenitischen Werkstoffen, Abschlussbericht zum BMWi-Vorhaben 1501296, MPA Auftrags-Nr. 8335 000 000, 2009
- [91] KS Kolbenschmidt GmbH: Werkstoffkennwerte WK 600.201 KS – Al-Kolbenlegierungen, Werkstoffdatenblatt, 1998
- [92] Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch, Band 1: Grundlagen und Werkstoffe, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 15. Auflage, 1995
- [93] Merkel, M., Thomas, K.-H.: Taschenbuch der Werkstoffe, 7. Auflage, Hanser Verlag, 2008
- [94] Belov, N.A, Eskin, D.G., Acxentieva, N.N.: Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys, Acta Materialia 23, 2005, pp. 4709-4722
- [95] Taylor, J.A.: The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys, Cooperative Research Center for Cast Metals Manufacturing (CAST), The University of Queensland, Brisbane, Australia
- [96] Vogel, W.: Feinung von primär erstarrtem Silizium in übereutektischen Legierungen, Giesserei-Praxis 6, 2008, pp. 231-233
- [97] Lados, D.A., Apelian, D.: Fatigue Crack Growth Characteristics in Cast Al-Si-Mg Alloys – Part 1: Effect of Processing Conditions and Microstructure, Worcester Polytechnic Institute, 2004
- [98] analysiS<sup>®</sup>, Soft Imaging System GmbH, 2001
- [99] Caton, M., Jones, J.W., Allison, J.E.: The influence of heat treatment and solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy, Materials Science and Engineering A, 314, 2001, pp. 81-85
- [100] Reichstein, S., Hofmann, L., Kenningley, S.: Entwicklung von Kolbenwerkstoffen für moderne Hochleistungsdieselmotoren, Giesserei 92, 05 / 2005, pp. 10-15
- [101] Schwab, W., Mahle GmbH, mündliche Mitteilung, 2008
- [102] Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K., Essmann, U.: Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurements of Physical Damage, ASTM STP 811, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1983, pp. 5-45
- [103] Lee, J.K., Laird, C.: Philosophical Magazine, Vol. 47, 1983, pp. 579-597
- [104] Lados, D.A., Apelian, D.: Operating Fatigue Crack Growth Mechanisms at the Microstructure Level in Al-Si-Mg Cast Components, Worcester Polytechnic Institute, 2004
- [105] Requena, G., Gegischer, H.P.: Creep behaviour of unreinforced and reinforced AlSi12CuMgNi piston alloy, Mat. Science and Engineering A 420, 2006, pp. 265-275
- [106] Clyne, T. W., Withers, P.J.: An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge University Press, 1993

- 
- [107] Mura, T.: *Micromechanics of defects in solids*, Martinus Nijhoff, The Hague, 1987
- [108] Bayreuther, C.: *Mehrskalenmodelle in der Festkörpermechanik und Kopplung von Mehrgittermethoden mit Homogenisierungsverfahren*, Dissertation, Institut für Mechanik (Bauwesen), Universität Stuttgart, 2005
- [109] Mori, T., Tanaka, K.: Average Stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metallica*, 21, 1973, pp. 571-573
- [110] Tanaka, K., Mori, T.: Note on volume integrals of the elastic field around an ellipsoidal inclusion, *Journal of Elasticity* 2, 1972, pp. 199-200
- [111] Chen, C.-L., Richter, A., Thomson, R.C.: Mechanical properties of intermetallic phases in multi-component Al-Si alloys using nanoindentation, *Intermetallics* 17, 2009, pp. 634-641
- [112] Smith, J.F., Zheng, S.: High temperature nanoscale mechanical property measurements, *Surface Engineering* 16, 2000, pp.143-146
- [113] Böhm, H.J.: *A short introduction to basic aspects of continuum micromechanics*, 1998
- [114] M. Dong, Schmauder, S.: Modeling of Metal Matrix Composites by a Self-Consistent Embedded Cell, *Acta metall. mater.* 44, 1996, pp. 2465-2478
- [115] M. Dong, Schmauder, S.: Transverse Mechanical Behaviour of Fiber Reinforced Composites - FE Modelling with Embedded Cell Models, *Computational Materials Science* 5, 1996, pp.53-66
- [116] Ostoja-Starzewski, M.: Random Field Model of Heterogeneous Materials, *Int. J.Sol.Struct.* Vol. 35, 1998, pp. 2429-2455
- [117] Armstrong, P.J., Frederick, C.O.: A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect, CEGB Report RD/BN 713, 1966
- [118] Chaboche, J.L.: Viscoplastic Equations for the Description of Cyclic and Isotropic Behaviour of Metals, *Bulletin de l'Académie Polonaise des Science, Série des Science Techniques*, Vol. XXV, No.1, 1977
- [119] Soppa, E., Wackenhut, G.: Internes Dokument zur Vernetzung von 3D-Realgeometrien", MPA Universität Stuttgart, 2008
- [120] Schmauder, S., Dong, M.: Vorhersage der Festigkeit von Verbundwerkstoffen, *Spektrum der Wissenschaft* 11, 1996, pp. 18-24
- [121] Dietrich, C., Poech, M.H., Schmauder, S., Fischmeister, H.F.: *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Ed.: Leonhardt, G. et. al.: DGM Informationsgesellschaft mbH, Oberursel, 1993, pp. 611-618
- [122] Schmauder, S., Dong, M.: Simulation des mikro- und makromechanischen Verhaltens von Verbundwerkstoffen, Vortragstext der Tagung Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, 24/25. Oktober 1995, Bayreuth, DGM Informationsgesellschaft
- [123] PATRAN 8.5, PDA Engineering Costa Mesa, California USA
- [124] ABAQUS/Standard User's Manual, Version 6.7, Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA, 2007
- [125] Weber, U., Mellert, R.: Internes Dokument zur Verwendung einer Routine zur Vernetzung von Realstrukturen, MPA Universität Stuttgart, 2001

- [126] Soppa, E., Fischer, G., Seidenfuß, M., Lammert, R., Wackenhut, G., Diem, H.: Deformation and damage in Al based composites. FE simulations and experiments, Aluminium Alloys, Their physical properties, Edited by J. Hirsch, B. Skrotzki and G. Gottstein, Volume 2, Willey-VCH, 2008, pp.1225-1231
- [127] Soppa, E., Weber, U., Schmauder, S., Fischer, G.: Spannungs- und Dehnungskonzentrationen in Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Verbundwerkstoffen verursacht durch Schädigungsprozesse, Degischer, H.P. (Hrsg.), Verbundwerkstoffe, 14. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Technische Universität Wien, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003, pp. 581-586
- [128] Clausmeyer, H.: Über die Beanspruchung von Stahl unter mehrachsigen Spannungszuständen, Konstruktion 20, Heft 10, 1968, pp. 395-401
- [129] Kußmaul, K., Roos, E.: Mehrachsigeigkeitszahlen und deren Nutzbarkeit in der Festigkeitsberechnung, Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik. 22, 1991, pp. 245-251
- [130] Morris, W. L.: Metallurgical Transactions A, vol. 9A, 1978, pp. 1345-48

## 10 Anhang

**Tabelle A 1:** Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur, T=200°C und T=400°C  
(AlSi12Cu4MgNi2)

Versuch	Temp. [°C]	D [mm]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>p1,0</sub> [MPa]	F <sub>M</sub> [kN]	R <sub>M</sub> [MPa]	A [%]	E [MPa]
Z1	25 (RT)	9,92	270	****	24,42	316	0,6	85073
Z2	25 (RT)	9,92	263	****	24,2	313	0,6	81062
Z3	25 (RT)	9,92	262	****	23,33	302	0,5	83815
Z4	200	9,92	208	241	18,67	242	1,6	73322
Z5	200	9,91	219	****	19,24	249	0,8	72591
Z6	200	9,91	214	****	18,89	245	0,9	72260
Z7	400	9,92	28	****	2,55	33	29,9	68000
Z9*	25 (RT)	9,90	194	****	19,9	259	0,83	84753
Z10*	200	9,90	165	204	16,02	208	2,1	77137

\*Auslagerung vorgenommen

**Tabelle A 2:** Sukzessive Prüfung LCF-Versuche bei Raumtemperatur

Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\epsilon_{a,t}$	Intervall / N
LCF-RT-05 (1)	RT	±0,25%	1.810
LCF-RT-05 (2)	RT	±0,25%	3.620
LCF-RT-05 (3)	RT	±0,25%	5.430
LCF-RT-05 (4)	RT	±0,25%	7.240
LCF-RT-05 (5)	RT	±0,25%	7.606 (Bruch)
LCF-RT-06 (1)	RT	±0,25%	905
LCF-RT-06 (2)	RT	±0,25%	1.810
LCF-RT-06 (3)	RT	±0,25%	2.715
LCF-RT-06 (4)	RT	±0,25%	3.620
LCF-RT-06 (5)	RT	±0,25%	4.525
LCF-RT-06 (6)	RT	±0,25%	5.430
LCF-RT-06 (7)	RT	±0,25%	6.335

Tabelle A 3: Sukzessive Prüfung HCF-Versuch bei Raumtemperatur

Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Intervall / N
HCF-RT-2 (1)	RT	±80 MPa	1.000.000
HCF-RT-2 (2)	RT	±80 MPa	1.200.000
HCF-RT-2 (3)	RT	±80 MPa	1.400.000
HCF-RT-2 (4)	RT	±80 MPa	1.600.000
HCF-RT-2 (5)	RT	±80 MPa	1.800.000
HCF-RT-2 (6)	RT	±80 MPa	2.000.000
HCF-RT-2 (7)	RT	±80 MPa	2.500.000
HCF-RT-2 (8)	RT	±80 MPa	3.000.000
HCF-RT-2 (9)	RT	±80 MPa	3.500.000
HCF-RT-2 (10)	RT	±80 MPa	4.000.000
HCF-RT-2 (11)	RT	±80 MPa	5.000.000
HCF-RT-2 (12)	RT	±80 MPa	5.500.000
HCF-RT-2 (13)	RT	±80 MPa	6.500.000
HCF-RT-2 (14)	RT	±80 MPa	7.500.000
HCF-RT-2 (15)	RT	±80 MPa	8.500.000
HCF-RT-2 (16)	RT	±80 MPa	9.500.000
HCF-RT-2 (17)	RT	±80 MPa	10.500.000
HCF-RT-2 (18)	RT	±80 MPa	11.500.000
HCF-RT-2 (19)	RT	±80 MPa	15.000.000
HCF-RT-2 (20)	RT	±80 MPa	20.000.000

Tabelle A 4: Sukzessive Prüfung HCF-Versuche bei T=250°C




Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Intervall / N
HCF-250-02 (1)	250°C	±56 MPa	2.000.000 <sup>1</sup>
HCF-250-03 (1)	250°C	±56 MPa	2.000.000
HCF-250-03 (2)	250°C	±56 MPa	4.000.000
HCF-250-03 (3)	250°C	±56 MPa	6.000.000
HCF-250-04 (1)	250°C	±56 MPa	1.000.000
HCF-250-04 (2)	250°C	±56 MPa	2.000.000
HCF-250-09 (1)	250°C	±48 MPa	2.000.000
HCF-250-09 (2)	250°C	±48 MPa	4.000.000
HCF-250-10 (1)	250°C	±48 MPa	2.000.000 <sup>1</sup>
HCF-250-11 (1)	250°C	±48 MPa	2.000.000

HCF-250-11 (2)	250°C	±48 MPa	4.000.000
HCF-250-11 (3)	250°C	±48 MPa	6.000.000
HCF-250-11 (4)	250°C	±48 MPa	8.000.000
HCF-250-11 (5)	250°C	±48 MPa	10.000.000
HCF-250-11 (6)	250°C	±48 MPa	12.000.000
HCF-250-11 (7)	250°C	±48 MPa	14.000.000
HCF-250-11 (8)	250°C	±48 MPa	16.000.000
HCF-250-11 (9)	250°C	±48 MPa	18.000.000
HCF-250-12 (1)	250°C	±48 MPa	2.000.000
HCF-250-12 (2)	250°C	±48 MPa	4.000.000
HCF-250-12 (3)	250°C	±48 MPa	6.000.000
HCF-250-12 (4)	250°C	±48 MPa	8.000.000
HCF-250-12 (5)	250°C	±48 MPa	10.000.000
<sup>1</sup> : Versuch abgebrochen			

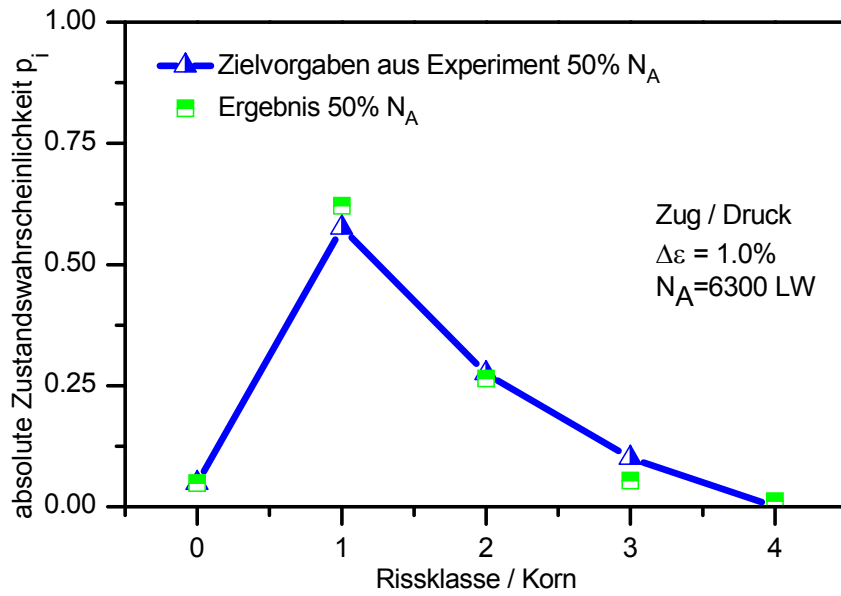
Tabelle A 5: Sukzessive Prüfung HCF-Versuche bei T=400°C

Probenbezeichnung	Prüftemperatur	$\sigma_a$	Intervall / N
HCF-400-02 (1)	400°C	±27 MPa	5.000.000
HCF-400-02 (2)	400°C	±27 MPa	10.000.000
HCF-400-02 (3)	400°C	±27 MPa	15.000.000
HCF-400-02 (4)	400°C	±27 MPa	20.000.000
HCF-400-02 (5)	400°C	±27 MPa	25.000.000 <sup>1</sup>
HCF-400-04 (1)	400°C	±30 MPa	5.000.000
HCF-400-04 (2)	400°C	±30 MPa	10.000.000
HCF-400-04 (3)	400°C	±30 MPa	15.000.000
HCF-400-04 (4)	400°C	±30 MPa	20.000.000
<sup>1</sup> : Versuch abgebrochen			

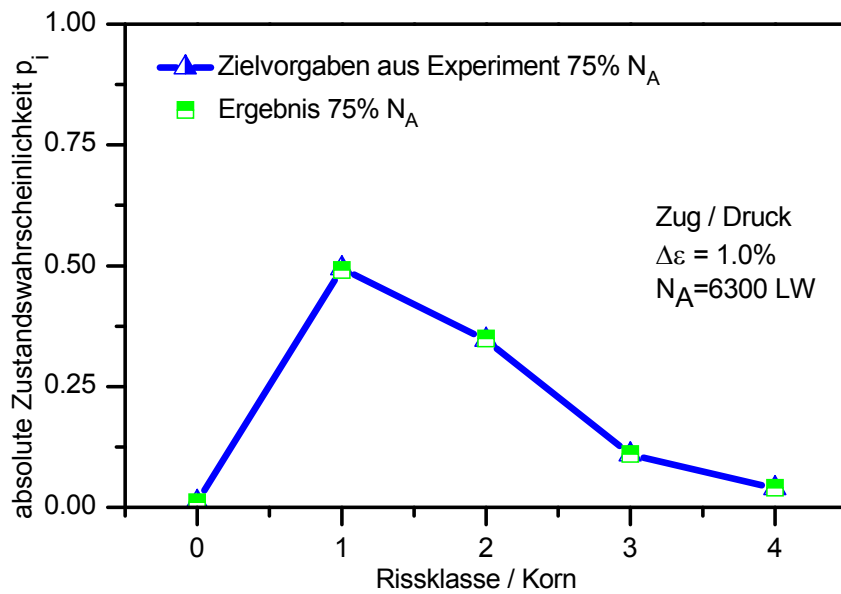
**Tabelle A 6:** Eshelby-Tensoren ausgewählter Einschlussgeometrien (Rotationsellipsoide) in Anlehnung an [106]

$S_{ijkl}$	Verlängertes Rotationsellipsoid 	Abgeplattetes Rotationsellipsoid 	Kugel 
$S_{3333}$	$\frac{4Q}{3} + Rl_3 + 2s^2T$	$\frac{4Q}{3} + Rl_3 + 2s^2T$	$\frac{7-5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{1111}, S_{2222}$	$Q + Rl_1 + \frac{3T}{4}$	$Q + Rl_1 + \frac{3T}{4}$	$\frac{7-5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{1122}; S_{2211}$	$\frac{Q}{3} - Rl_1 + \frac{4T}{3}$	$\frac{Q}{3} - Rl_1 + \frac{4T}{3}$	$\frac{-1+5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{1133}; S_{2233}$	$-Rl_1 - s^2T$	$-Rl_1 - s^2T$	$\frac{-1+5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{3311}; S_{3322}$	$-Rl_3 + T$	$-Rl_3 + T$	$\frac{-1+5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{1212}; S_{2112}; S_{2121}$ $S_{1221}$	$\frac{Q}{3} + Rl_1 + \frac{T}{4}$	$\frac{Q}{3} + Rl_1 + \frac{T}{4}$	$\frac{4-5\nu}{15(1-\nu)}$
$S_{1313}; S_{1331}; S_{3113}$ $S_{3131}; S_{3232}; S_{3223}$ $S_{2323}$	$2R - \frac{l_1R}{2} - \frac{1+s^2}{2}T$	$2R - \frac{l_1R}{2} - \frac{1+s^2}{2}T$	$\frac{4-5\nu}{15(1-\nu)}$
Andere	0	0	0
$Q = \frac{3}{8(1-\nu)}$	$R = \frac{1-2\nu}{8(1-\nu)}$	$T = Q \frac{4-3l_1}{3(s^2-1)}$	$l_3 = 4 - 2l_1$
$l_1 = \frac{2s}{(s^2-1)^{1,5}} \left[ s\sqrt{(s^2-1)} - \cosh^{-1}s \right]$ für $s > 1$		$l_1 = \frac{2s}{(s^2-1)^{1,5}} \left[ \cos^{-1}s - s\sqrt{1-s^2} \right]$ für $s < 1$	

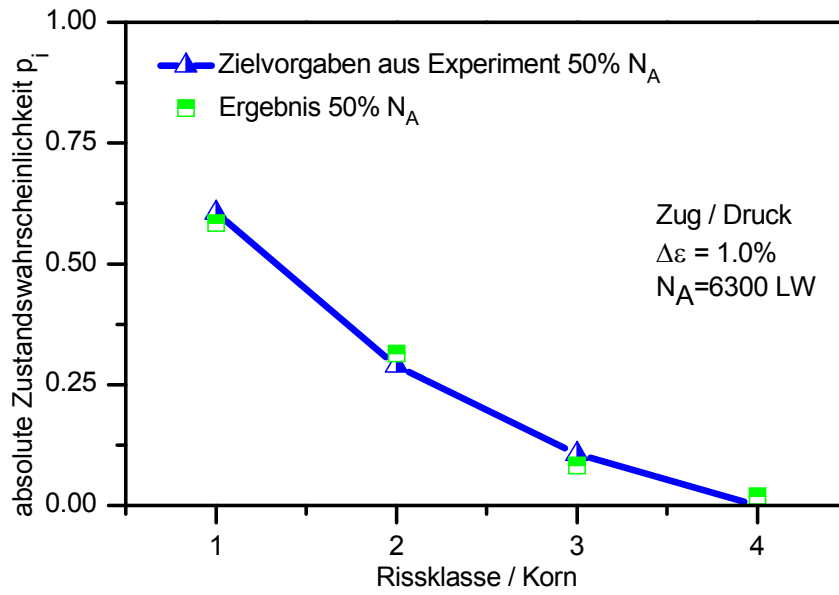




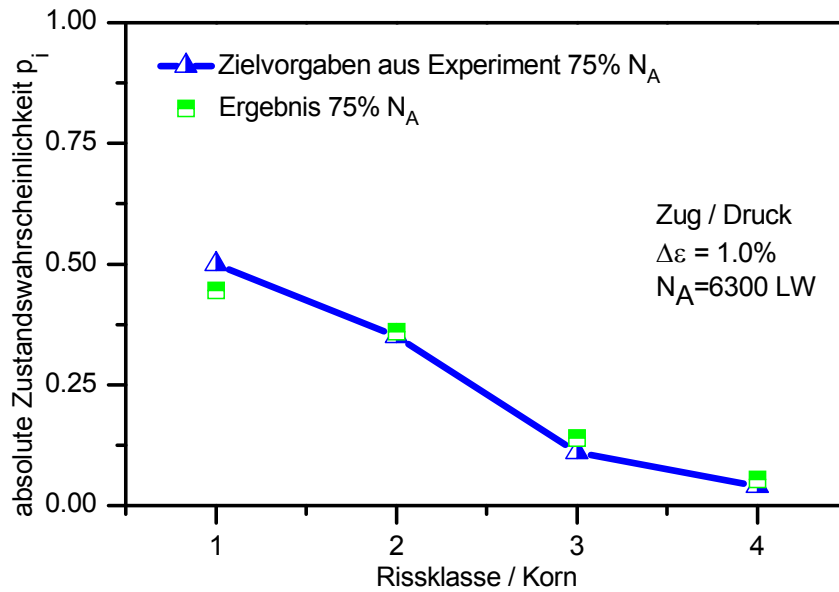
**Bild A 1:** Anpassungsergebnis unter Berücksichtigung von  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter bei einer Zyklenzahl von  $N=0,5 N_A$



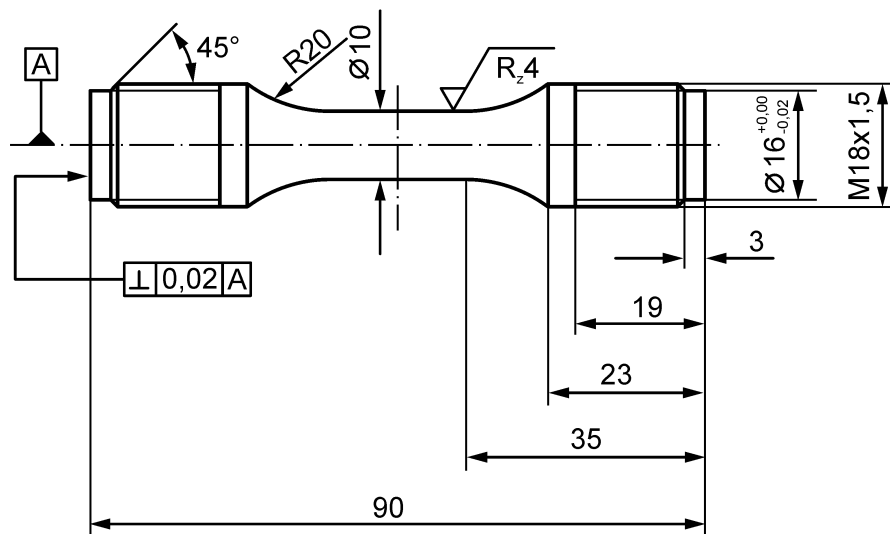
**Bild A 2:** Anpassungsergebnis unter Berücksichtigung von  $p_0(t)$  als Anpassungsparameter bei einer Zyklenzahl von  $N=0,75 N_A$



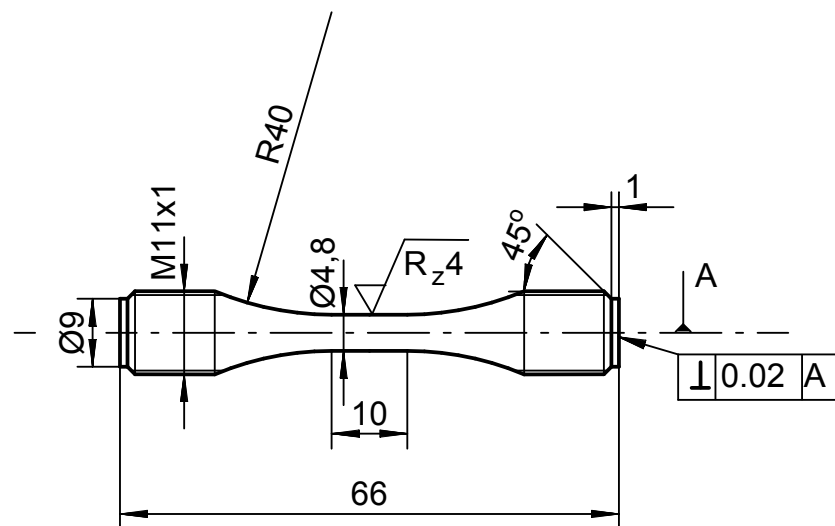
**Bild A 3:** Anpassungsergebnis ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  bei einer Zyklenzahl von  $N=0,5 N_A$



**Bild A 4:** Anpassungsergebnis ohne Berücksichtigung von  $p_0(t)$  bei einer Zyklenzahl von  $N=0,75 N_A$



**Bild A 5:** Abmessungen der Schwingproben für LCF-Beanspruchungen für die Ermüdungsversuche bei AlSi12Cu4MgNi2



**Bild A 6:** Abmessungen der Schwingproben für HCF-Beanspruchungen für die Ermüdungsversuche bei AlSi12Cu4MgNi2

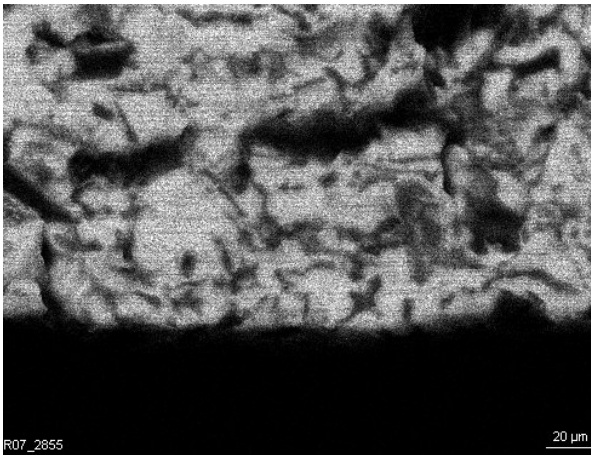


Bild A 7: EDX-Elementverteilungskarte der Bruchfläche: - Aluminium

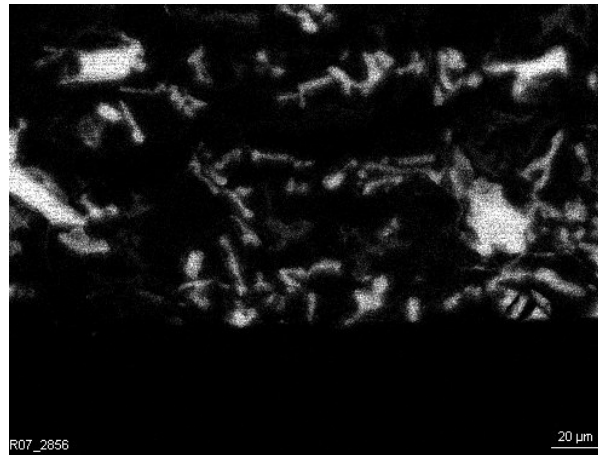


Bild A 8: EDX-Elementverteilungskarte der Bruchfläche: - Silizium

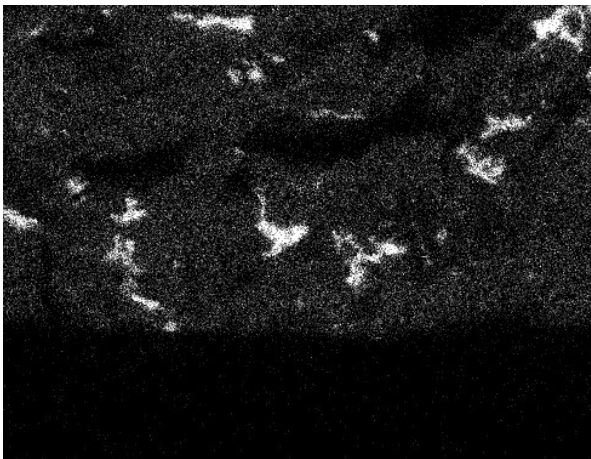


Bild A 9: EDX-Elementverteilungskarte der Bruchfläche: - Magnesium

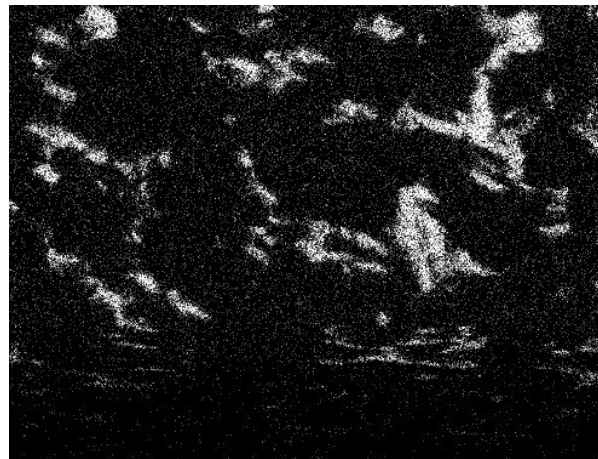


Bild A 10: EDX-Elementverteilungskarte der Bruchfläche: - Nickel

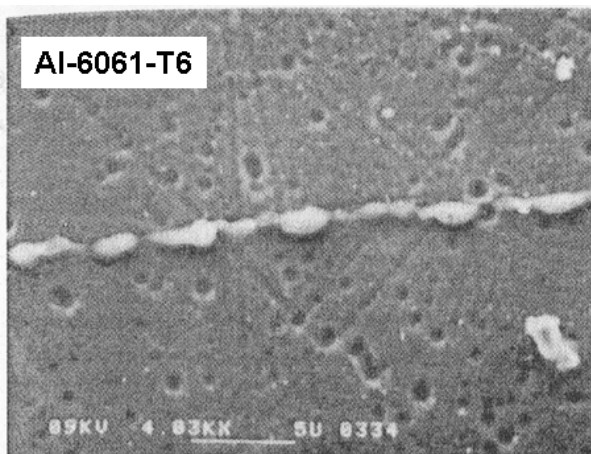
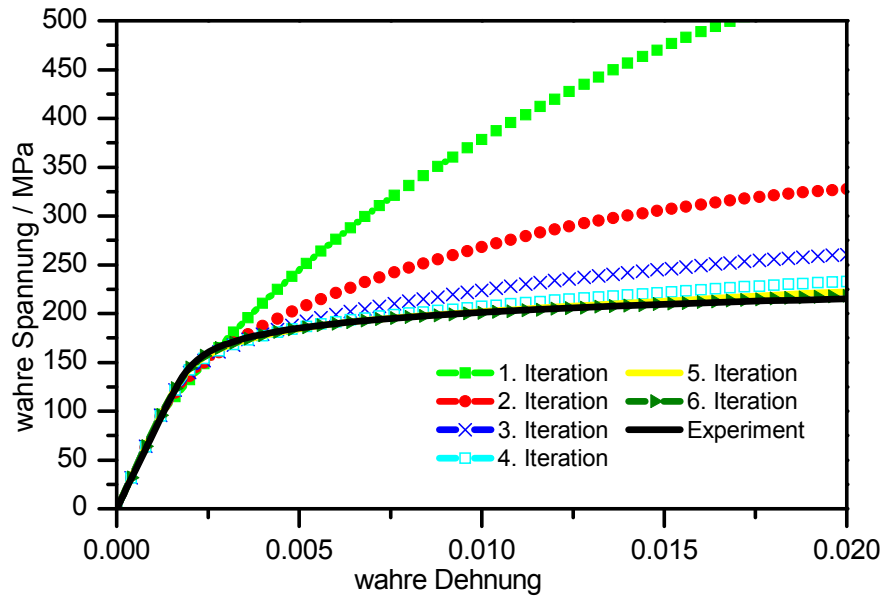
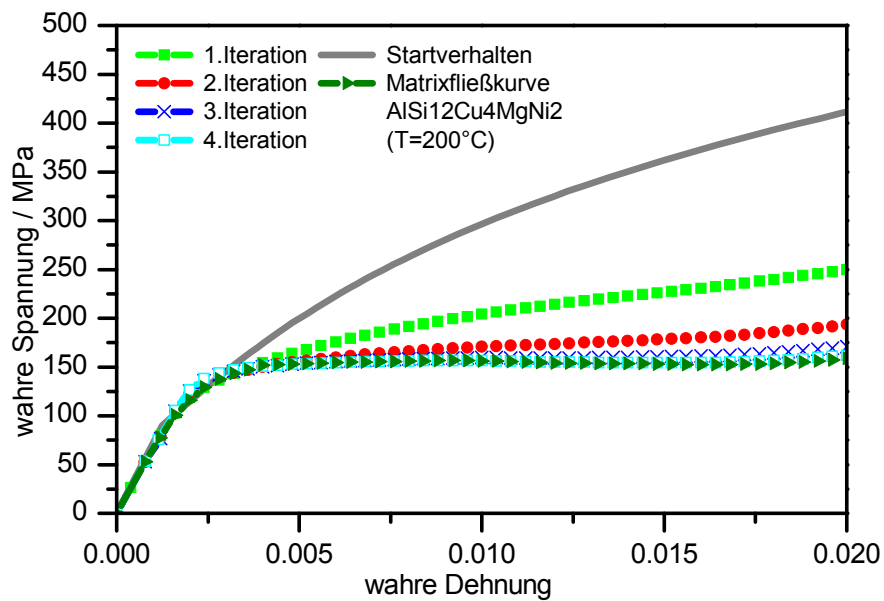


Bild A 11: Darstellung eines Ermüdungsgleitbandes bei EN AW-6061-T6 [28]



**Bild A 12:** Ergebnisse des weiterentwickelten Einbettungsverfahrens zur Ermittlung der Matrixfließkurve – Anpassung an experimentelle Zugversuchsdaten bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  (Z10)



**Bild A 13:** Iterativ ermittelte Matrixfließkurve für AISi12Cu4MgNi2 bei  $T=200^{\circ}\text{C}$  (Z10)

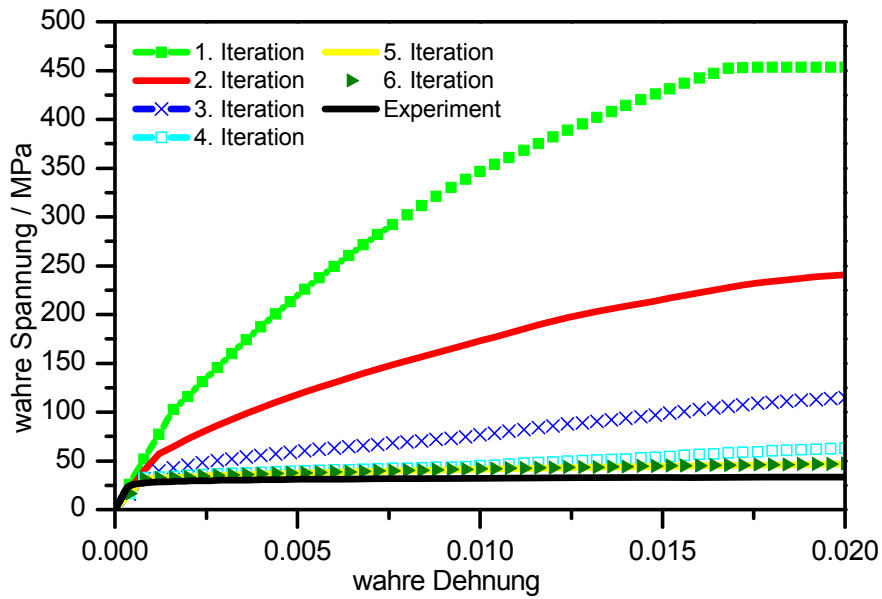


Bild A 14: Ergebnisse des weiterentwickelten Einbettungsverfahrens zur Ermittlung der Matrixfließkurve – Anpassung an experimentelle Zugversuchsdaten bei T=400°C (Z7)

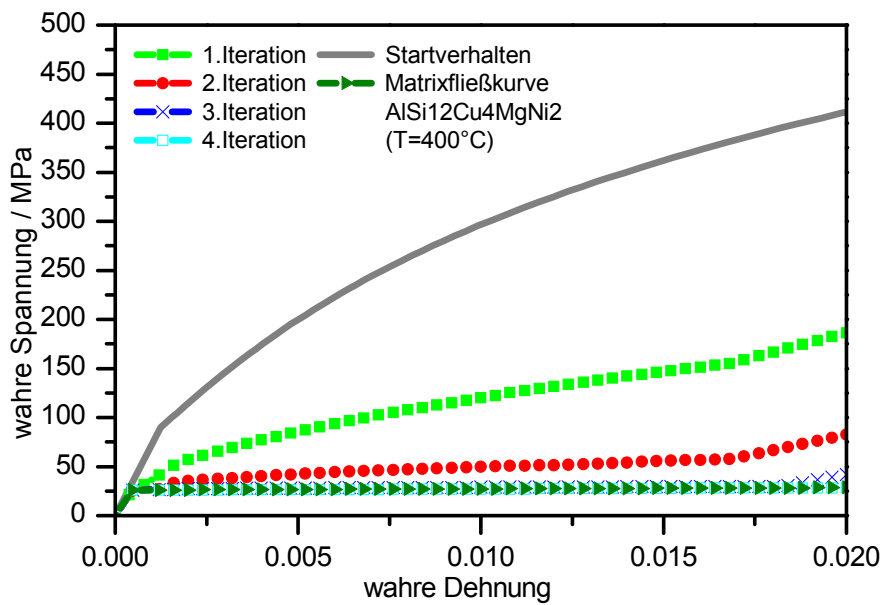
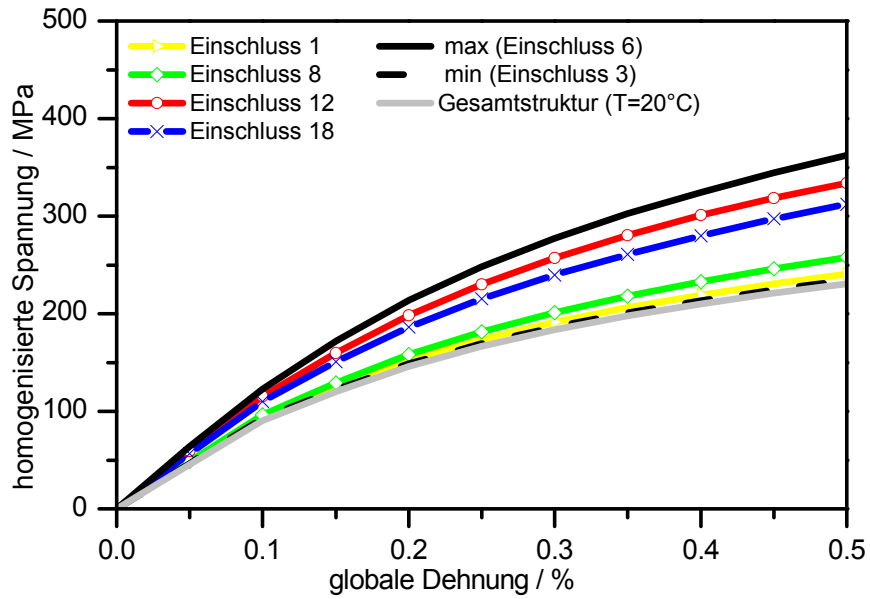
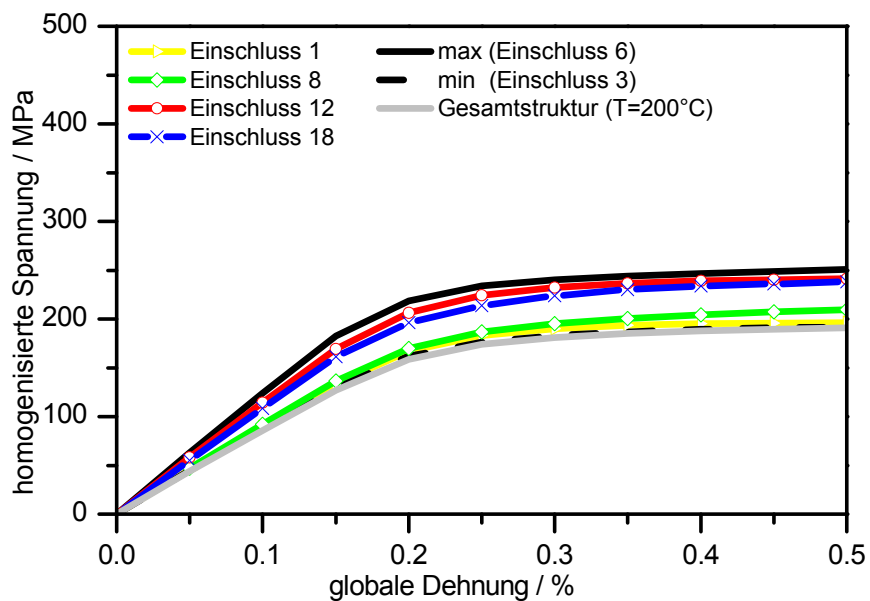


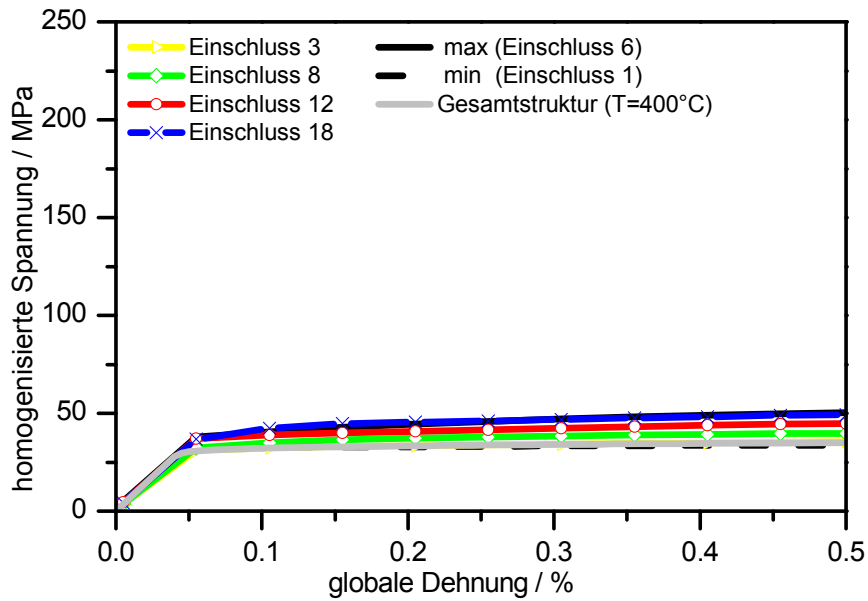
Bild A 15: Iterativ ermittelte Matrixfließkurve für AISi12Cu4MgNi2 bei T=400°C (Z7)



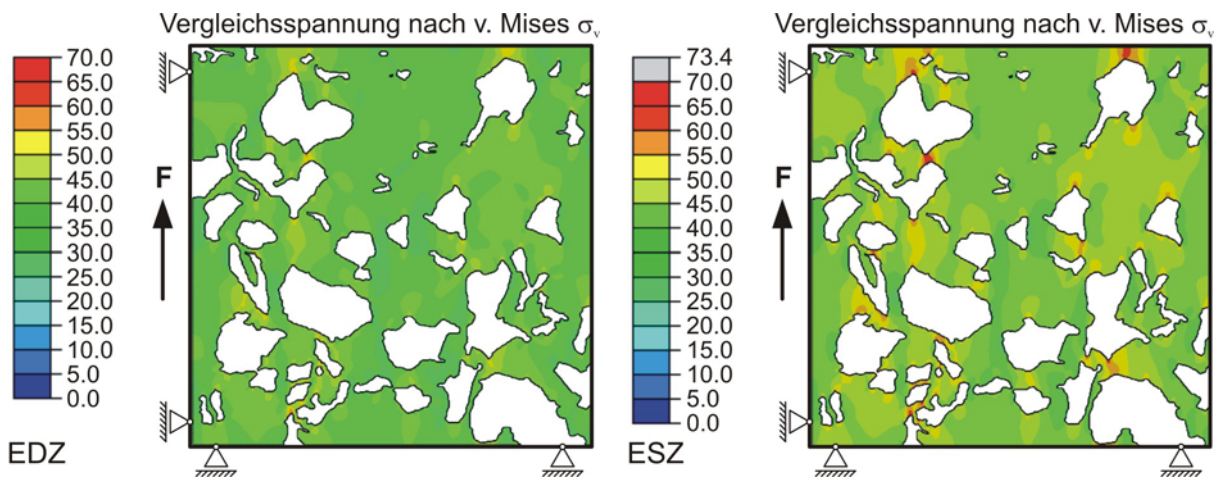
**Bild A 16:** Lastübertragungsfunktion ausgewählter Einschlüsse der Referenzmikrostruktur bei  $T=20^{\circ}\text{C}$



**Bild A 17:** Lastübertragungsfunktion ausgewählter Einschlüsse der Referenzmikrostruktur bei  $T=200^{\circ}\text{C}$



**Bild A 18:** Lastübertragungsfunktion ausgewählter Einschlüsse der Referenzmikrostruktur bei  $T=400^{\circ}\text{C}$



**Bild A 19:** Vergleichsspannungsverteilung der Matrixphase bei  $T=200^{\circ}\text{C}/250^{\circ}\text{C}$  und  $\sigma_a=48$  MPa - ebener Dehnungs- und Spannungszustand



## Lebenslauf

### Persönliche Daten

Name: Daniel Markus Krätschmer  
Geburtsdatum: 23.06.1981  
Geburtsort: Heidenheim / Brenz  
Familienstand: ledig

### Schulbildung

September 1987 – Juli 1991 Grundschole Ohmenheim  
September 1991 – Juli 1997 Progymnasium Neresheim  
September 1997 – Juni 2000 Schubart-Gymnasium Aalen (Allgemeine Hochschulreife)

### Zivildienst

Juli 2000 – Juni 2001 Samariterstiftung, Samariterstift Neresheim

### Studium

Oktober 2001 – April 2007 Diplomstudiengang Technologiemanagement, Universität Stuttgart (Abschluss als Dipl.-Ing.)

### Berufstätigkeit

Mai 2007 – Dezember 2008 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) der Universität Stuttgart  
Januar 2009 – März 2009 Wissenschaftlicher Mitarbeiter der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart  
April 2009 – Juni 2011 Leiter des Referates „Schweiß- und Fügesimalation“ der Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Stuttgart, April 2011