



**HOCHSCHULE OSNABRÜCK**  
UNIVERSITY OF APPLIED SCIENCES

Hochschule Osnabrück | Postfach 1940 | 49009 Osnabrück

TIB Leibniz-Informationszentrum  
Technik und Naturwissenschaften  
Universitätsbibliothek – Deutsche Forschungsberichte  
Welfengarten 1b  
30167 Hannover

Herr Prof. Dr.-Ing. Wilhelm Michels

Professor für Metallurgie und Fertigungstechnologie

Fakultät Ingenieurwissenschaften und Informatik  
Albrechtstr. 30 | Raum SB 0121  
49076 Osnabrück

Telefon: +49 (0)541 969-3104

Fax: +49 (0)541 969-7047

E-Mail: [w.michels@hs-osnabrueck.de](mailto:w.michels@hs-osnabrueck.de)

Ihr Zeichen | Ihre Nachricht vom

Mein Zeichen | Bearbeitet von

Datum

Osnabrück, 22.06.2021

**Schlussbericht, FKZ 13FH027PX5: MikrAI**

Sehr geehrte Damen und Herren,

hiermit sende ich Ihnen den durch das VDI Technologiezentrum gemäß Nr.6.6 BNBest-BMBF 98 geforderten Schlussbericht zum oben genannten Forschungsvorhaben, sowie die Veröffentlichungen zu. Die digitale Version liegt ebenfalls bei.

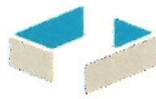
Bei Rückfragen melden Sie sich gern unter den oben genannten Kontaktdaten oder bei meinem Mitarbeiter Herrn Steffen Scherbring ([steffen.scherbring@hs-osnabrueck.de](mailto:steffen.scherbring@hs-osnabrueck.de) / 0541-969-2142).

Mit freundlichen Grüßen

**Paketanschrift**  
Hochschule Osnabrück  
Albrechtstraße 30  
49076 Osnabrück

**Bankverbindung**  
Sparkasse Osnabrück  
IBAN DE52 2655 0105 0000 6156 90  
BIC NOLADE22XXX

**[www.hs-osnabrueck.de](http://www.hs-osnabrueck.de)**  
Finanzamt Osnabrück-Stadt  
Steuer-Nr. 66/200/10648  
USt-ID DE 812 619 579



## HOCHSCHULE OSNABRÜCK

UNIVERSITY OF APPLIED SCIENCES

### Schlussbericht

<b>Zuwendungsempfänger</b>	Hochschule Osnabrück Fakultät für Ingenieurwissenschaften und Informatik Laborbereich Materialdesign und Werkstoffzuverlässigkeit Albrechtstraße 30 49076 Osnabrück
<b>Förderkennzeichen</b>	13FH027PX5
<b>Vorhabenbezeichnung</b>	<b>MikrAI</b> – Mikrostrukturbasiertes Materialdesign für ermüdungsresistente hoch beanspruchte Alumini- umgusslegierungen
<b>Laufzeit des Vorhabens</b>	04/2016 – 12/2020
<b>Berichtszeitraum</b>	04/2016 – 12/2020
<b>Projektleitung</b>	Prof. Dr.-Ing. Wilhelm Michels Tel.: 0541 969 3104 E-Mail: w.michels@hs-osnabrueck.de
<b>Projektbearbeitung</b>	Steffen Scherbring Tel.: 0541 969 2142 E-Mail: steffen.scherbring@hs-osnabrueck.de
<b>Projektpartner</b>	Nemak Europe GmbH RWP GmbH

# I. Kurze Darstellung zu

## 1. Aufgabenstellung

Aufgrund der steigenden gesellschaftlichen und umwelttechnischen Anforderungen an Kraftfahrzeuge sind Motoren mit optimierten Verbrennungsprozessen und höheren Leistungsdichten („Downsizing“) erforderlich. Die hier verwendeten Aluminiumgusslegierungen stoßen dabei zunehmend an ihre Belastungsgrenzen. Diese sind heute vor allem durch die Größe und Verteilung von Gas- und Schwindungsporositäten bestimmt. Gelingt es, die Belastungsgrenzen durch geeignete, turbulenzarme Gießverfahren, wie bspw. das Niederdrucksandguss- oder das Rota-Cast-Verfahren einzuschränken, dürfte eine weitreichende Steigerung der Ermüdungsfestigkeit erreichbar sein.

Diese ist dann durch die Mikrostrukturcharakteristika, wie Dendritenarmabstand, sowie Größe und Verteilung der eutektischen Siliziumausscheidungen und intermetallischen Phasen, bestimmt. Um dies gezielt zur Steigerung der Ermüdungsfestigkeit auszunutzen, sollen im Rahmen des Vorhabens Wechselverformungsexperimente an porenfrei produzierten Aluminiumgussproben durchgeführt werden, wobei die Entwicklung der Ermüdungsschädigung kontinuierlich an speziell präparierten Oberflächen optisch verfolgt wird. Unterstützt durch moderne elektronenmikroskopische Methoden, wie die Focussed Ion Beam-Technik (FIB) und die automatisierte Rückstreuungselektronenbeugung (EBSD), können die Zusammenhänge zwischen lokaler Mikrostruktur, akkumulierter Dehnung und Ermüdungsrissinitiierung identifiziert und für mechanismenorientierte Modellierungskonzepte zugänglich gemacht werden.

Damit wird einerseits für die Industriepartner eine gezielte Auswertung der Gieß- und Wärmebehandlungsprozesse möglich; andererseits eröffnet die auf die lokale Mikrostruktur bezogene numerische Berechnung der Ermüdungslebensdauer eine größtmögliche Materialausnutzung und damit eine deutliche Gewichtsreduktion.

## 2. Voraussetzungen unter denen das Vorhaben durchgeführt wurde

Das Projekt „MikrAl“ bietet wichtige Impulse für eine fruchtbare interdisziplinäre Zusammenarbeit sowohl innerhalb der Hochschule Osnabrück (HS OS) wie auch zwischen den beteiligten Partnern.

Zu den Zielen des Projektes gehören die Charakterisierung der Mikrostruktur, die Ermittlung von Ermüdungskennwerten und ein auf den Ergebnissen basierend entwickeltes numerisches Kurzrissmodell. Aufgrund der seit 2011 bestehenden Vorarbeiten der Antragssteller Herr Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp und Herr Prof. Dr.-Ing. Wilhelm Michels zu dem Themengebiet des hochbeanspruchten Aluminiumgusses konnte auf langjährige Erfahrungen zurückgegriffen werden. So stehen sämtliche erforderliche Anlagen an der HS OS zur Verfügung. Zu nennen sind in diesem Zusammenhang für die Materialbereitstellung ein Induktionsschmelzaggregat der Firma TPS-Pro, für die Materialprüfung /-ermüdung Ultraschallprüfsysteme (UFTE Ultrasonic Fatigue Testing Equipment der Boku Wien), und Resonanzprüfmaschinen (Cracktronic sowie Testronic der Firma Rumul) und für die Werkstoffcharakterisierung ein hochauflösendes Rasterelektronenmikroskop Zeiss Auriga REM mit EBSD, EDX und FIB.

Der Kooperationspartner Nemak Dilligen GmbH stellte Probenmaterial aus der Produktion zur Verfügung. Darüber hinaus waren Vertreter der Firma Nemak, u.a. Prof. Dr.-Ing. Franz-Josef Feikus in das Vorhaben involviert. Das Projekt profitierte von seiner langjährigen Erfahrung im Bereich des Aluminiumgusses sowie seiner leitenden Tätigkeit im Fachausschuss Leichtmetall Sand- und Kokillenguss des Bundesverbandes der deutschen Gießerei-Industrie.

Am Institut für Werkstofftechnik der Universität Siegen wird unter der Leitung von Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ und dem Antragssteller Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp schon seit Langem zum Thema Materialermüdung geforscht. Hierdurch ergaben sich wichtige Unterstützungen für das Projekt MikrAl. Weitere Unterstützung fand das Projekt durch das Institut für Eisenhüttenkunde IEHK der RWTH Aachen, dessen Leitung Herr Krupp im September 2018 übernahm.

Zudem war durch die zentrale Bearbeitung des Vorhabens an der HS OS eine aktive Einbindung von Studierenden möglich.

### **3. Planung und Ablauf des Vorhabens**

Das Projekt ist in vier Arbeitspakete unterteilt, die nachfolgend kurz beschrieben werden.

#### **AP1: Werkstoffbereitstellung / Werkstoffcharakterisierung**

Die Werkstoffproben wurden nach einer gemeinsamen, mit allen Projektpartnern abgestimmten Systematik aus Bauteilbereichen mit unterschiedlichen Abkühlenszenarien

entnommen und z.T. einer HIP-Behandlung (heißisostatisches Pressen) zur Porositäts-Minimierung unterzogen. Durch intensive metallographische Untersuchungen wurde eine Systematik hinsichtlich Korngröße, Dendritenarmabstand DAS, Ausprägung des eutektischen Siliziums und intermetallischen Phasen erstellt. Die Arbeiten konzentrieren sich auf die beiden Gusslegierungen Al-8Si-3Cu-Mg (Motorblöcke) und Al-7Si-0,5Cu-Mg (Zylinderköpfe). Des Weiteren sind Proben aus den an der HS OS entwickelten und abgegossenen Stufenkeilen bereitgestellt worden. Der Stufenkeil ermöglichte es in einem Abguss eine über die Stufendicke variierende Abkühlgeschwindigkeit und daraus resultierende variierende Mikrostruktur zu erzeugen.

## **AP2: Ermüdungsexperimente**

Die Ermüdungsversuche zielten auf das Verhalten von Aluminiumgusslegierungen im Bereich hoher Lastspielzahlen ab. Dabei unterteilten sich die Versuche in drei Serien:

- Zug-Druck-Wechselverformungsversuche zur Ableitung von Wöhler-Daten und Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei Raumtemperatur.
- Rissausbreitungsversuche mit Hilfe der direkten und indirekten Potentialsondenmethode an gekerbten Biegeproben und Kompaktzugproben mit Lastabsenkungsregelung zur Bestimmung des Schwellenwerts  $\Delta K_{th}$  der Ermüdungsrissausbreitung und zur Ableitung der Parameter des Ermüdungsrissausbreitungsgesetzes nach Paris [17]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^n$$

- Wechselverformungsversuche an ausgewählten elektropolierten, flach-gekerbten shallow-notch-Proben zur in-situ-Verfolgung der Ermüdungsschädigung mittels Lichtmikroskop und hochauflösender Thermographie. Diese Proben wurden darüber hinaus in definierten Intervallen detailliert mittels hochauflösender Rasterelektronenmikroskopie (unter Einsatz der Rückstreuungselektronenbeugung zur Korrelation der Schädigung mit der lokalen kristallographischen Orientierung) untersucht.

Die post-mortem-Bewertung der Bruchflächen und Querschliffe trugen vervollständigend zur Identifikation der Schädigungsmechanismen und der Modellparameter (Barrierespannungen, kritische Schubspannung) bei.

### **AP3: Modellierung**

Die Gegenüberstellung der Daten aus quantitativer Metallographie (AP1), Ermüdungsfestigkeit und Rissausbreitungsdaten (AP2) erlaubten die Bewertung des Ermüdungswiderstands nach einer modifizierten Kitagawa-Takahashi-Methode. Die Ermittlung des Schwellenwerts  $\Delta K_{th}$  der Ermüdungsrissausbreitung ermöglichte schließlich die Berechnung der dauerhaft ertragbaren Spannung für rissbehaftete Bauteile. Die Ergebnisse aus Ermüdungsversuchen an Proben mit unterschiedlichem DAS wurden in einem modifizierten Hall-Petch-Diagramm aufgetragen. Aus diesem ist die zyklische kritische Schubspannung und die Barriere-Effizienz (Hall-Petch-Konstante) bestimmbar. Mit diesen Daten wird ein numerisches Modell auf der Basis der Randlelementmethode angepasst und mit Hilfe der Mikrostrukturdaten (EBSD-Messungen der Kristallorientierungsverteilung, Wechselwirkungen Riss/eutektische Bereiche) auf real beobachtete Rissausbreitung angewendet.

### **AP4: Projektkoordination – Verifikation und Materialoptimierung**

Zur Projektkoordination wurden Dokumente zeitnah digital ausgetauscht. In regelmäßigen Telefonkonferenzen zwischen allen Projektbeteiligten wurde der Projektfortschritt ausgetauscht. Die halbjährlichen Projekttreffen rundeten die Projektkoordination ab. Seit Beginn der COVID-19-Pandemie wurden die Projekttreffen digital abgehalten worden.

Die Ergebnisse sind regelmäßig auf Arbeitskreissitzungen des DGM/DVM-Arbeitskreises Materialermüdung, des Fachausschusses Leichtmetallguss des BDG, auf Fachtagungen sowie in einschlägigen Fachzeitschriften publiziert worden.

Die Verifikation der Modellierungsansätze ist in der zweiten Hälfte der Projektlaufzeit erfolgt. Dabei wurden im Gießtechnikum der Hochschule Osnabrück, welches mit einer Induktionsgießanlage ausgestattet ist, gezielt (unter Anwendung der Gießsimulation WinCast) Probeabgüsse hergestellt, so dass vorausberechnete ermüdungsresistente Modellmikrostrukturen im realen Versuch verifiziert werden konnten. Die Ergebnis-Datensätze (Mikrostrukturparameter - Ermüdungsfestigkeit - Widerstand gegenüber Ermüdungsrissausbreitung) wurden schließlich in im Labormaßstab abgegossenen Bauteilen durch den Projektpartner Nematik überprüft und soweit möglich in die Gießsimulation implementiert.

#### 4. Wissenschaftlicher und Technischer Stand

Durch kontinuierlich verbesserte Gießprozesse kommen Aluminiumgusslegierungen zunehmend auch für Leichtbauanwendungen mit sehr hohen Beanspruchungen, wie bspw. in der Automobil- oder Eisenbahntechnik [1,2], zur Anwendung. In der Regel werden untereutektische Legierungen mit etwa 7-9% Silizium eingesetzt, die einen Kompromiss zwischen Gießbarkeit und ausreichender Duktilität darstellen und durch Zugabe von etwa 0,5% Magnesium aushärtbar sind [3]. Trotz ihres hohen Leichtbaupotenzials (25-35% Gewichtsreduktion gegenüber herkömmlichen Bauweisen), konkurrieren sie aufgrund ihrer verhältnismäßig geringen Schwingfestigkeit in diversen Anwendungen mit Stählen und Gusseisen, aber auch mit Hochleistungspolymeren oder Magnesiumlegierungen. Gerade in der Entwicklung höchst effizienter, aufgeladener Verbrennungsmotoren liegt das größte Potential bei mikrostrukturoptimierten Aluminiumgusslegierungen.

Die Begrenzung der Schwingfestigkeit ist vor allem auf Schwindungs- und Wasserstoffporosität, die Ausbildung von Feinstoxiden und größere nadelförmige intermetallische Ausscheidungen zurückzuführen [4-7]. Diese Mikrostrukturergänzen und ihre statistische Verteilung (vgl. [16]) sind i.d.R. die Rissinitiierungsstellen [8-16] und werden hinsichtlich ihrer Ausdehnung als so groß betrachtet, dass man bei der folgenden Ermüdungsrissausbreitung von langen mikrostrukturunabhängigen Rissen ausgehen kann, deren Ausbreitung nur einen sehr geringen Anteil an der Gesamtlebensdauer einnimmt und daher für die Dimensionierung nur eine untergeordnete Rolle spielt.

Unterschreitet die Porengröße jedoch einen Durchmesser von etwa 25-100  $\mu\text{m}$  [8,18], treten weitere fertigungsbedingte Mikrostrukturcharakteristika in den Vordergrund. Von besonderer Bedeutung sind dabei der Dendritenarmabstand (DAS, oft als Sekundärdendritenarmabstand SDAS bezeichnet) [18-23] und die Ausprägung des eutektischen Siliziums [15,24-26]. Ähnlich wie die Korngröße in der Hall-Petch-Beziehung, kann der Dendritenarmabstand als Skalierungsgröße für die Festigkeit von Gusslegierungen herangezogen werden. Gießtechnisch kann mittels rascher Abkühlung (z.B. Anwendung von Kühlleisen) der Dendritenarmabstand eingestellt werden [23,27]. Die Ausprägung der eutektischen Siliziumausscheidungen wird heute fast generell durch die Veredelung mit Na oder Sr geprägt. Dabei wird die Si-Keimbildung zu tieferen Temperaturen verschoben und das Wachstum gehemmt [28,29]. Eine weitere positive Beeinflussung erhalten Al-Si-Gusslegierungen durch eine Wärmebehandlung (ggf. unter ho-

hem isostatischem Druck zur Porositätsreduktion [30]). Neben dem Abbau gießbedingter Eigenspannungen [31] wird eine globulare Einformung des eutektischen Siliziums (Abnahme der Kerbwirkung) [3,32] und bei aushärtbaren Legierungen die Lösung und Übersättigung von Magnesium im Aluminium-Mischkristall erreicht [33]. Dabei muss die Temperatur (zw. 500 und 545°C) und die Zeit (zw. 15 und 120min) optimal aufeinander abgestimmt werden, um sowohl einen hohen Einformungsgrad und eine hohe Aushärtung bei gleichzeitiger Vermeidung von Vergrößerung zu erreichen (vgl. [33-36]). Lados et al. [19] und [20,21] wiesen einen deutlichen Zusammenhang zwischen dem Dendritenarmabstand und der Ermüdungslebensdauer nach. Bei kleinen DAS-Werten (15-30µm) werden 75% der Lebensdauer durch die Bildung und Ausbreitung von Gleitbändern bestimmt.

Insbesondere bei kleinen Dehnungsamplituden im HCF-Bereich (High Cycle Fatigue) ist die Gleitbandbildung auf das Gleitsystem mit dem geringsten Schmid-Faktor beschränkt [37], was sich durch ausgeprägte Facetten innerhalb der Ermüdungsbruchflächen widerspiegelt [37-40]. Die Gleitbänder wechselwirken mit den eutektischen Bereichen, wobei es dort entweder zum Bruch der Silizium-Ausscheidungen oder zu deren Ablösung von der umgebenden Aluminium-Matrix kommt. Insbesondere große Siliziumpartikel neigen zu Bruch (vgl. [41-43]), wobei der Wechsel zwischen Ablösung und Bruch von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors abhängt. Anhand von Synchrotron-CT-Messungen [44] wurde beobachtet, dass Ermüdungsrisswachstum von Korngrenzen blockiert werden kann. Krupp et al. [45] stellten insbesondere im VHCF-Bereich eine hohe Hinderniswirkung der eutektischen Bereiche auf die Gleitbandrisse fest, wobei die zunächst vorherrschenden geringen Schwingbreiten des Spannungsintensitätsfaktors zu Partikelablösung führten. Die Barrierewirkung der Partikel lässt sich im Falle der Gleitbänder mit Versetzungsaufstau (vgl. [16,46]), im Falle der Risse mit einem Abbau der Risstreibkraft durch Umlenkung [41] erklären. Kommen bei der Legierungszusammensetzung weitere Elemente, wie bspw. Kupfer-Anteile (zw. 3 und 4%) hinzu, wechselt der Ort der Rissinitiierung (weiterhin unter der Voraussetzung geringer Porosität) zu intermetallischen Phasen (vgl. [24,47]).

Zusammenfassend stellt sich der Stand der Technik wie folgt dar. Durch Optimierung der Gießparameter kann die Porosität bzw. der maximale Porendurchmesser soweit abgesenkt werden, dass die Werkstoffmikrostruktur das Ermüdungsverhalten bestimmt. Eine Erhöhung der Lebensdauer wird erzielt durch (i) feinverteilte und kugelig

eingeformte Si-Ausscheidungen in einer (ii) ausscheidungsgehärteten Aluminium-Matrix [48] bei (iii) möglichst geringem Dendritenabstand. Eine Lebensdauervorhersage auf der Basis der Mikrostruktur ist bislang nur weitgehend phänomenologisch möglich (vgl. [49]). Vereinzelt Modelle unterscheiden zwischen dem elastischen Werkstoffverhalten der Si-Ausscheidungen und dem kontinuumsmechanischen Verhalten des Aluminium-Mischkristalls (vgl. [42,43]). Die Wechselwirkungen zwischen der Mikrostruktur, der Ermüdungsrissinitiierung und der Ausbreitung kurzer Risse sind heute nicht quantitativ verstanden.

Für eine möglichst weite Ausnutzung des Potentials moderner Aluminiumgusslegierungen ist eine Einbeziehung dieser Wechselwirkungen für die Lebensdauervorhersage und Legierungsoptimierung von großer Bedeutung und zentraler Bestandteil des hier beantragten Vorhabens. Mit Hilfe der modernen Gießsimulation sind grundsätzliche Parameter, wie DAS, Porositätsverteilung etc., vorhersagbar [50-53]. Sind die Zusammenhänge zwischen lokaler Mikrostruktur und Ermüdungslebensdauer bekannt, können Gussbauteile, die generell eine Gefügeheterogenität aufweisen, im Computermodell bemessen werden. Moderne Methoden der Mikrostrukturoptimierung, wie bspw. die Wirkung der Sr-Veredlung [54] und Wärmebehandlung auf die 3D-Ausprägung des eutektischen Siliziums, können unter Einsatz eines numerischen Modells zur Kurzrissausbreitung zielgerichtet zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit bzw. -lebensdauer eingesetzt werden.

## **5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen**

Das Projekt wurde als Kooperation zwischen dem Laborbereich Materialdesign und Werkstoffzuverlässigkeit der HS OS und der Firma Nematik Europe GmbH ins Leben gerufen. Ein weiterer Projektpartner, der sich durch geldwerte Leistungen, wie z.B. Softwarelizenzen, am Projekt beteiligt hat, war die Firma RWP GmbH.

Aufgrund der thematischen Nähe eines Projektes im Themenbereich Materialermüdung im Aluminiumguss an der TU Dortmund fanden halbjährlich entsprechende gemeinsame Workshops statt. Das am Institut für Werkstoffprüftechnik der TU Dortmund angesiedelte Projekt steht unter der Leitung von Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Walther.

Aufgrund des Wechsels von Herrn Prof. Krupp an das IEHK der RWTH Aachen entstand eine enge Verbindung zwischen der HS OS und dem IEHK. Der regelmäßige Austausch mit allen Projektbeteiligten hat zum Projekterfolg beigetragen.

Grundsätzlich konnten durch viele Diskussionen bei Fachveranstaltungen wertvolle Hinweise für die Bearbeitung des Projektes erhalten werden. Neben den unter Punkt II.6 genannten Teilnahmen an Konferenzen gab es folgende Workshops und Projekt-treffen:

Datum	Name der Tagung / Veranstaltung	Ort
22.06.2016	Kick-Off Meeting	HS OS
15.11.2016	Projekttreffen	Nemak Dillingen
18.09.2017	Projekttreffen	Nemak Frankfurt am Main
27.09.2017	DGM Werkstoffwoche	Messe Dresden
05.12.2017	Projekttreffen	HS OS
15.03.2018	Workshop	TU-Dortmund
26.10.2018	Workshop	TU-Dortmund
12.02.2019	Projekttreffen	RWTH-Aachen
05.08.2019	Projekttreffen	HS OS
26.11.2019	Workshop	TU-Dortmund
09.12.2019	Projekttreffen	RWTH-Aachen
06.05.2020	Workshop	digital
04.06.2020	Workshop	digital
18.06.2020	Projekttreffen	digital
06.07.2020	Workshop	digital
22.02.2021	Abschlussbesprechung	digital

## II. Eingehende Darstellung zu

### 1. der Verwendung der Zuwendung und des erzielten Ergebnisses im Einzelnen, mit Gegenüberstellung der vorgegebenen Ziele

#### 1.1 Werkstoffbereitstellung und Werkstoffcharakterisierung

Während der Forschungsarbeiten an dem AP 1 sind Materialproben aus verschiedenen Bereichen der unterschiedlichen Realbauteile und Abgüsse zur Prüfung bereitgestellt worden. Diese Proben sind sowohl makro- als auch mikroskopisch untersucht worden. Die Ergebnisse dienen als Grundlage für die weitere Untersuchung.

Im Zuge der Werkstoffbereitstellung sind aus realen Bauteilen definiert Proben entnommen worden. Bei den Materialien handelt es sich zum einen um die Legierung AlSi7Cu0,5Mg, welche beim Guss von Zylinderköpfen eingesetzt wird. Zum anderen

um die sekundärmetallurgische Legierung  $\text{AlSi8Cu3}$ , die zum Abgießen von Zylinderkurbelgehäusen angewendet wird. Aus den Zylinderköpfen sind in Abhängigkeit der lokalen Erstarrungszeit Proben entnommen worden: Der Bereich mit einer langen Erstarrungszeit wird nachfolgend als Stehbolzen (STB) bezeichnet, wohingegen die Proben aus Bereichen mit einer kurzen Erstarrungszeit als Brennraum (BRR) bezeichnet werden.

Auch bei den Probepositionen des Zylinderkurbelgehäuses fand eine Unterteilung anhand der lokalen Erstarrungszeit statt. Der Bereich mit der langen Erstarrungszeit wird hier ebenfalls als Stehbolzen bezeichnet. Für den Bereich mit einer kurzen Erstarrungszeit wurde die Bezeichnung Lagerstuhl (LS) gewählt. Wie in Abbildung 1 ersichtlich, entstammen die Bezeichnungen aus der fachspezifischen Kennzeichnung dieser Gusskomponenten.

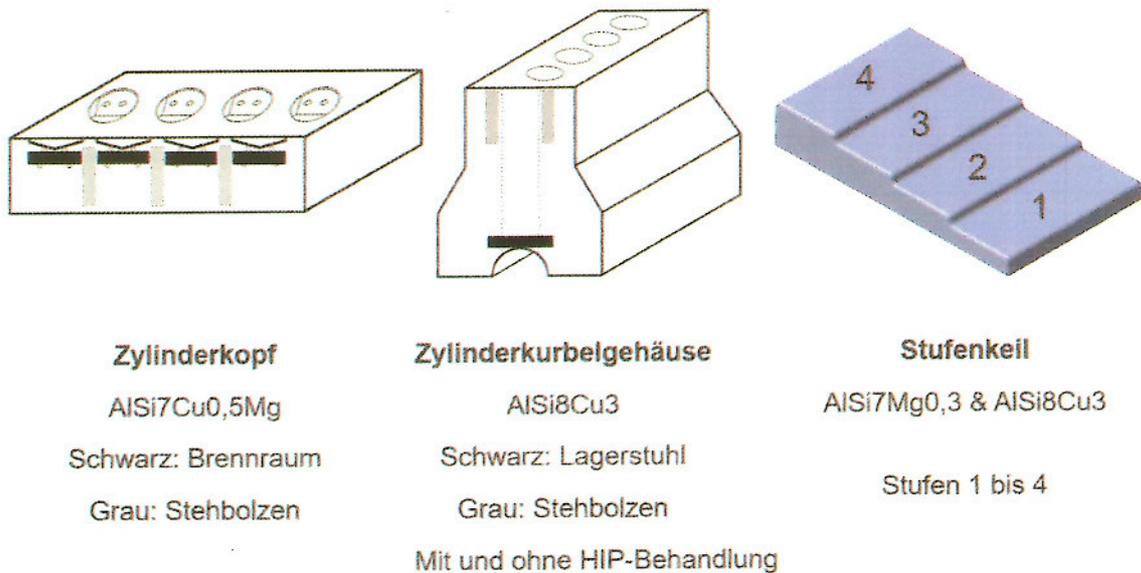


Abbildung 1: Übersicht der untersuchten Realbauteile und Stufenkeile

Auf der Basis fortschreitenden Erkenntnisgewinns sind experimentelle Abgüsse an der HS OS in der Form eines neu entwickelten Stufenkeiles abgegossen worden. Ziel dieser Abgüsse war es, die mit Hilfe der Software WinCast ermittelten Mikrostrukturparameter zu verifizieren und für weitere Experimente Proben aus einem Abguss mit variierender Mikrostruktur zu erhalten. Der Stufenkeil wurde in zwei Legierungen abgegossen:  $\text{AlSi7Mg0,3}$  und  $\text{AlSi8Cu3}$ . Zur Steigerung der Festigkeit wurde eine T6-Wärmebehandlung mit anschließender Warmauslagerung durchgeführt. Die gewählten Parameter entsprachen für das Lösungsglühen 1 h bei  $545^\circ\text{C}$  und 5 h bei  $160^\circ\text{C}$  für

die Warmauslagerung. Allen erwähnten Proben ist gemein, dass ein definierter Probenanteil einer heiß-isostatischen Pressung (HIP) unterzogen wurde. Ziel dieses HIP-Prozesses war es, ein volumendefektfreies Material zu generieren.

Im Zuge der Werkstoffcharakterisierung sind zur Analyse der Mikrostruktur Schliﬀproben untersucht worden. Zwecks Präparation wurden die eingebetteten Proben geschliﬀen und auf 1  $\mu\text{m}$  poliert. Anschließend wurden diese kurzzeitig mit oxidischer Poliersuspension (OPS) behandelt. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen sind in 200- bzw. 500-facher Vergrößerung aufgenommen worden. Diese wurden zu automatisch zusammengesetzten Rasterbildern überführt, damit statistisch auswertbare Oberflächen analysiert werden konnten.

Um eine Vergleichbarkeit der Proben und Extraktionsstellen im Einzelnen und untereinander zu gewährleisten ist der sekundäre Dendritenarmabstand ( $\lambda_2$  oder DAS) nach BDG-Richtlinie P220 ermittelt worden. Der DAS gibt Aufschluss über die mechanischen Eigenschaften und ist von der Erstarrungszeit  $t_f$  abhängig.

Das Hauptlegierungselement der hier verwendeten Legierungen ist Silizium (Si). Aufgrund des hohen Anteils von 7 bzw. 8 % wurde das eutektische Si näher betrachtet. Analysiert wurde die durchschnittliche Größe und Einförmigkeit. Auffallend ist, dass Bereiche mit geringerem DAS ein größeres eutektisches Si aufwiesen sowie weniger stark eingeförmigt waren, wie in Abbildung 2 ersichtlich. In a) das darüber hinaus die dendritische Struktur ersichtlich.

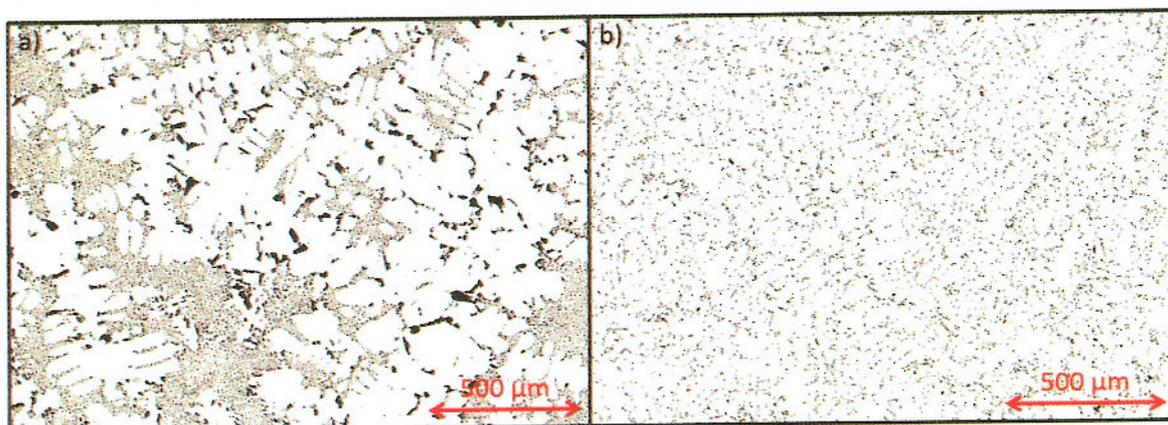


Abbildung 2: Darstellung des eutektischen Siliziums der AlSi8Cu3 mit a) Stehbolzen DAS = 65  $\mu\text{m}$  und b) Lagerstuhl DAS = 18  $\mu\text{m}$

Nachdem die Proben bzw. die Entnahmestellen mithilfe des DAS einem Wert quantifizierbar zugeordnet werden konnten und das eutektische Si analysiert wurde, sind die

Volumendefekte analysiert worden. Die Porenanalyse ergab, dass die Poren oder andere Volumendefekte inhomogen verteilt sind. Für einen geringen DAS ist ein geringer Porenanteil und für einen großen DAS ist ein großer Porenanteil festgestellt worden. Des Weiteren ist ermittelt worden, dass ein geringer DAS rundere Poren aufweist. Die der HIP-Behandlung unterzogenen Proben weisen nahezu keine Poren auf. So konnten bei den AlSi8Cu3 Realbauteilen der Porenanteil des STB von 1,81 auf 0,18 % gesenkt werden. Deutliche Unterschiede im Porenanteil wurden jedoch zwischen den vom Projektpartner Nemak zur Verfügung gestellten Proben und den an der HS OS abgegossenen Stufenkeilen festgestellt. Die in industrieller Güte hergestellten Proben weisen deutlich weniger Poren auf.

In Abbildung 3 sind die Ergebnisse aus Si-Einformung und Porendurchmesser über dem DAS exemplarisch für die Legierungen mit 7 % Si aufgetragen. Zudem ist die durchschnittliche Größe der Si-Partikel qualitativ durch die unterschiedliche Größe der dargestellten schwarzen Kreise aufgetragen (kleine Si-Partikel mit hoher Einformung bei kleinem DAS und vice versa). Deutlich zu erkennen ist die lineare Abhängigkeit vom DAS bzw. des Abkühlgradienten.

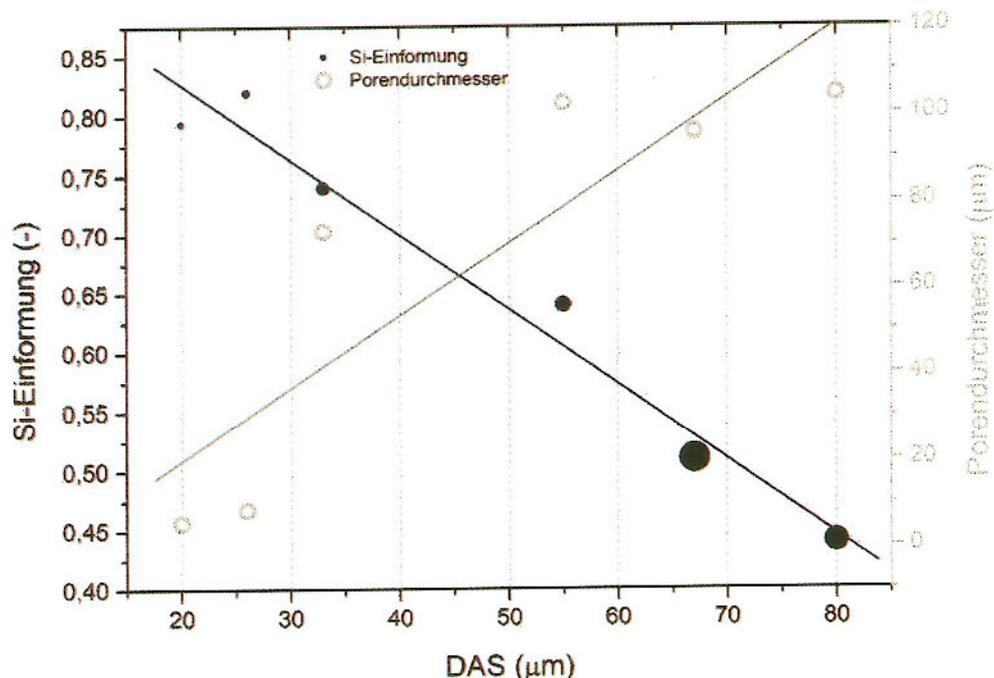


Abbildung 3: Abhängigkeit der Si-Einformung und Größe sowie des Porendurchmessers über dem DAS für die AlSi7Mg0,3 und AlSi7Cu0,5Mg

Des Weiteren wurde die intermetallischen Phasen analysiert. In den AlSi8Cu3-Legierungen wurde die festigkeitssteigernde kupferhaltige Al<sub>2</sub>Cu-Phase identifiziert. Da es

sich bei der AlSi8Cu3-Legierung um eine Sekundärlegierung handelt, konnten vergleichsweise hohe Mengen an intermetallischen Fe-haltigen Phasen nachgewiesen werden. Die Al(Mn,Fe)Si Phasen wirken zwar leicht festigkeitssteigernd, haben jedoch eine negative Auswirkung auf die Duktilität und fördern die Porosität. Die Zunahme der Porosität ist darauf zurückzuführen, dass der Erstarrungsprozess durch die plattenförmigen Eisenausscheidungen behindert wird.

Innerhalb der Legierungen mit 7 % Si konnten die Mg<sub>2</sub>Si-Phasen als festigkeitssteigernd nachgewiesen werden.

### 1.2 Ermüdungsexperimente

Im AP 2 sind die Ermüdungsexperimente durchgeführt worden. Die im Forschungsprojekt zur Messung des Rissfortschrittes beschaffte Wechselstrompotentialsonde konnte erfolgreich in Betrieb genommen werden. Auf die Durchführung der Umlaufbiege-Experimente wurde aufgrund des begrenzt vorhandenem Probenvolumens (zugunsten der folgenden Versuche) und der sich negativ auswirkenden Oberflächensensibilität verzichtet.

Die ertragbaren Langzeitfestigkeitskennwerte sind an dem Ultrasonic-Fatigue-Testing-Equipment (UFTE) der Boku Wien durchgeführt worden. Mithilfe des Systems wurden die Proben bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$ , einer Puls / Pause-Zeit von 200 / 800 ms belastet. Um ein Aufheizen der Proben zu verhindern wurde eine Gebläseumlaufkühlung eingesetzt. Der prinzipielle Aufbau der UFTE und ein Close-Up sind in Abbildung 4 dargestellt.

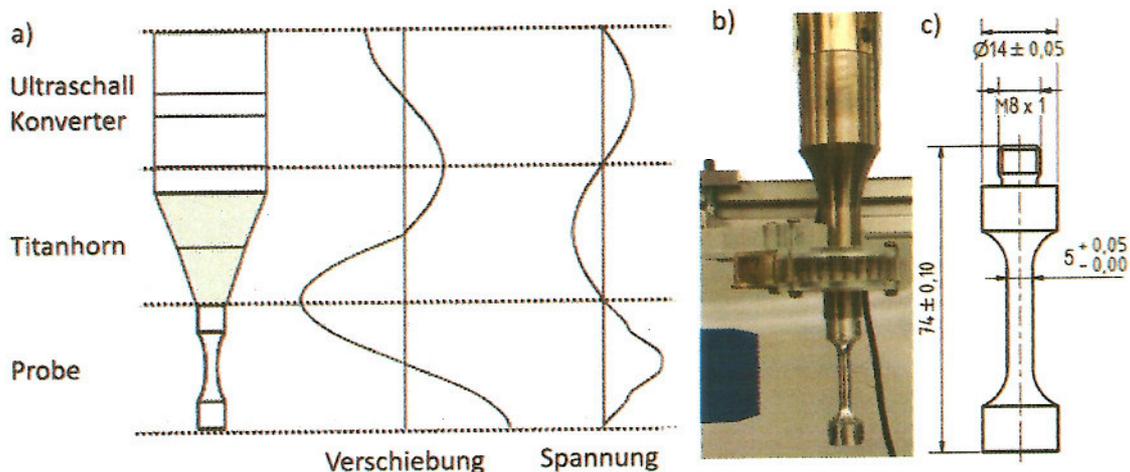


Abbildung 4: a) Schematische Darstellung der Ultraschallprüfmaschine vom Typ BOKU Wien mit eingezeichnetem Verlauf der Verschiebung und mechanischen Spannung aus [63], b) Close-Up und c) Probengeometrie

Aufgrund des sehr hohen Aufwandes der Probenpräparation sowie der langen Versuchslaufzeit wurde zur Ermittlung der ertragbaren Langzeitfestigkeitskennwerte das Treppenstufenverfahren nach Hück verwendet. Darüber hinaus sind vereinzelt Proben über eine Schwingspielzahl von  $10^{10}$  Zyklen ohne Bruch belastet worden. Dies wirft neue Fragen bezüglich einer Langzeitfestigkeit bei kfz Werkstoffen auf. Die ertragbaren Langzeitfestigkeitskennwerte bei  $10^9$  Zyklen können der Abbildung 5 entnommen werden. Die Ergebnisse sind vergleichbar zur Hall-Petch-Beziehung für Stähle [56]. In diesem Fall ist der bestimmende Gefügeparameter nicht die Korngröße, sondern der DAS.

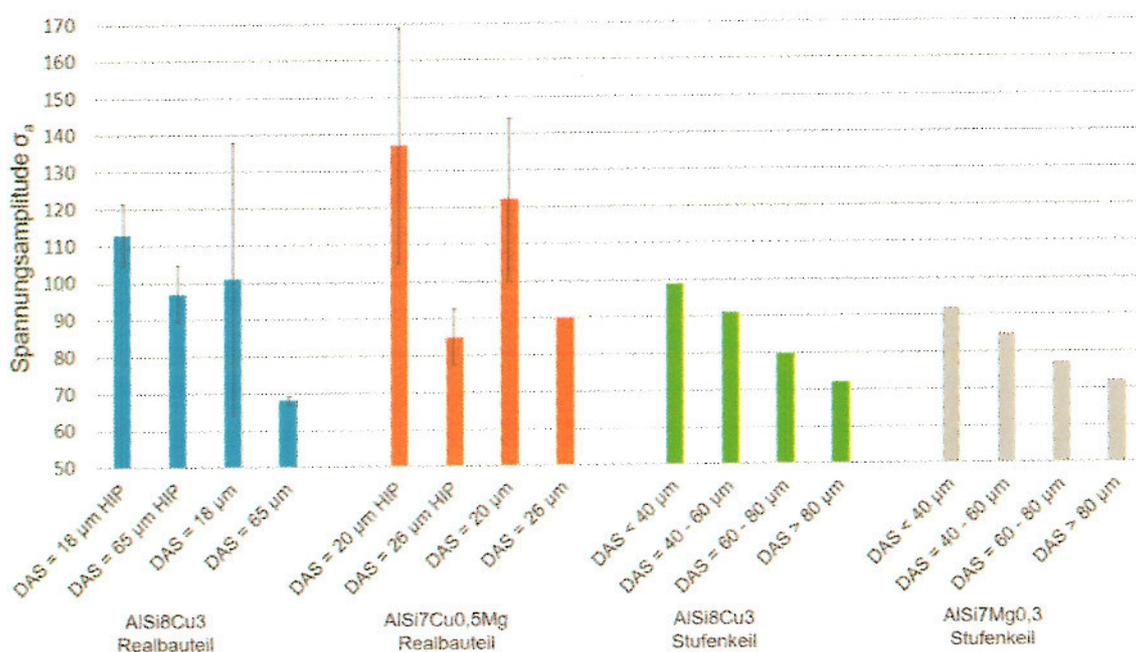


Abbildung 5: Übersicht der Langzeitfestigkeiten bei  $N_b = 10^9$  Zyklen anhand des DAS

Im Nachgang zu den Ermüdungsversuchen sind die Bruchflächen am Rasterelektronenmikroskop untersucht worden. Auffallend ist, dass es Bruchflächen gibt, die sowohl Poren als auch Facetten aufweisen. Dies widerspricht den Beobachtungen von Nyahumwa et al [37]. So hat er beobachtet, dass Facetten nur in Abwesenheit von Poren auftreten. Nach Wang et al. [40] handelt es sich bei den Facetten um die  $\{111\}$ -Ebenen des dendritischen kfz Aluminium-Mischkristalls orientiert [94]. Wie in Abbildung 6 a ersichtlich, sind sowohl Dendriten als auch Facettenbruchflächen in einer Aufnahme vorhanden.

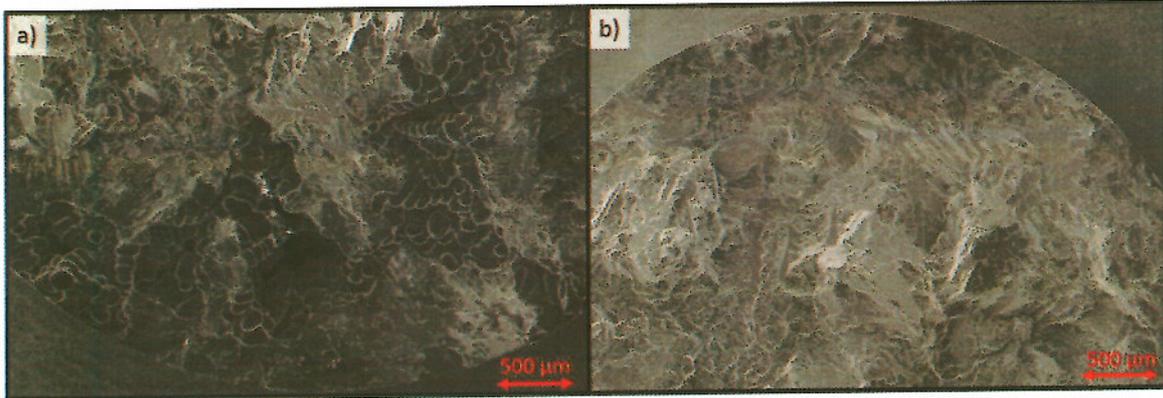


Abbildung 6: Bruchflächen aus dem Stufenkeil AlSi7Mg0,3 in a) DAS = 59 µm,  $\sigma_a = 90$  MPa und  $N_b = 1,01 \cdot 10^8$  Zyklen und b) DAS = 72 µm,  $\sigma_a = 75$  MPa und  $N_b = 3,84 \cdot 10^8$  Zyklen

In Abbildung 7 ist eine Facettenbruchfläche mit Oxideinschlüssen zu sehen. Die Aufnahmen sprechen für die teilweise kontrovers diskutierte Theorie der Oxid-Bilme von Campbell [5-6]. Da die Oxideinschlüsse und Facettenbruchflächen sowohl im ungehippten als auch im gehippten Zustand auftreten, kann vermehrt davon ausgegangen werden, dass es sich um Oxidfilme handelt und nicht um verschlossene Poren.

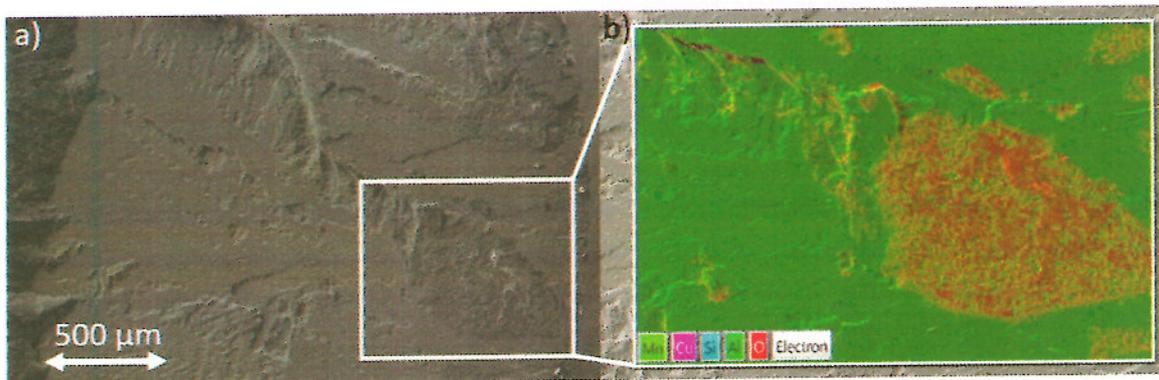


Abbildung 7: AlSi8Cu3 Facettenbruchfläche mit Oxideinschlüssen; belastet mit  $\sigma = 100$  MPa und  $N_b = 2,3 \cdot 10^8$  Zyklen: a) Bruchfläche und b) EDX-Analyse (zeigt partielle Oxidbelegung – rot)

Neben der ertragbaren Langzeitfestigkeit wurden die Schwellwerte für technischen Rissfortschritt an der Rumul Cracktronic mithilfe von direkten und indirekten Potentialsondenmessungen ermittelt. Zur direkten Messung der Risslänge wurde die im Projekt beschaffte Wechselstrompotentialsonde (ACPD) CGM7 der Firma Matelect verwendet. Vorteil dieser Messmethode ist u.a. die feinere Auflösung des Rissfortschrittes und die hohe Signalqualität. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 8 dargestellt. Zu erkennen sind in a) der Versuchsaufbau mit Resonanzfrequenzresonator, den Messdrähten,

die auf die Rissmessfolien (KraK-Gage) gelötet werden und die Kraftmessdose sowie in b) die einseitig gekerbte Biegeprobe (SENB).

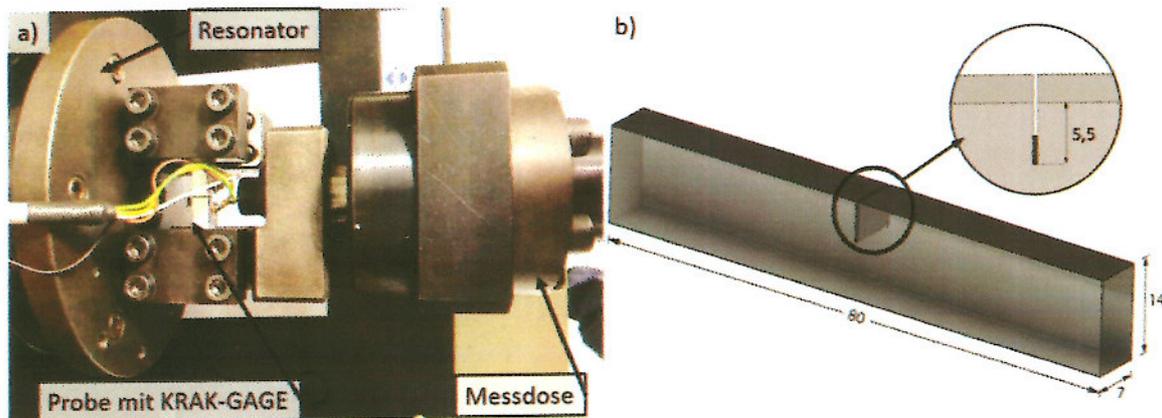


Abbildung 8: Close-Up der Resonanzprüfmaschine Rumul Cracktronic in a) und SENB-Probe mit Erodierkerb in b)

Die Versuche wurden in Anlehnung an die ASTM-E647 durchgeführt. Die Darstellung der Ergebnisse erfolgte anhand der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  über dem Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  in doppeltlogarithmischer Darstellung. Durchgeführt wurde ein dreistufiger Versuch. Im ersten Teil wurde zu Beginn der Prüfung in einer Anrissprozedur ein möglichst scharfer Startanriss mit einer Länge von  $a_{pre} = 1,3$  mm erzeugt. Diese Prozedur zeichnete sich durch eine resonanzfrequenzgesteuerte, stufenweise Reduktion des aufgetragenen Biegemoments aus, wodurch eine stetige Verringerung der plastischen Zone an der Risspitze erzielt wurde. Im Anschluss an die Anrissprozedur erfolgte die Bestimmung des Schwellwertes  $\Delta K_{th}$  im Lastreduktionsverfahren (load-shedding). Im dritten Teil wurde unter konstanter Belastung die Paris-Gerade ermittelt.

Wie in Abbildung 9 ersichtlich nahm der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{th}$  sowohl mit steigendem DAS als auch durch einen HIP-Prozess zu. Dies konnte auf eine gröbere Mikrostruktur zurückgeführt werden, wodurch die Risspitzen mit einer geringen Spannungsintensität gestoppt werden. Weiter ist zu erkennen, dass die einer HIP-Behandlung unterzogenen Proben eine niedrigere Rissfortschrittsrate  $da/dN$  aufweisen. Zurückzuführen ist die niedrigere Rissfortschrittsrate auf den Einsatz der Wechselstrompotentialsonde. Aus organisatorischen Gründen konnte die Wechselstrompotentialsonde erst nach Beginn des Forschungsvorhabens bestellt werden und stand somit erst im Verlauf des Projektes zur Verfügung. Der Vorteil der indirekten

Messung mittels Rissmessfolie liegt in der Erfassung eines oberflächennahen Signals, wodurch eine post-mortem-Korrelation möglich ist.

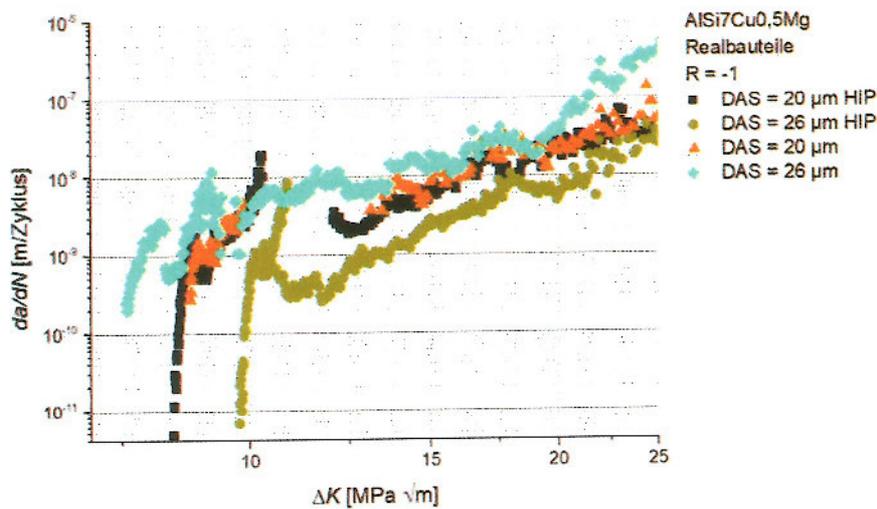


Abbildung 9: Rissfortschrittsrate  $da/dN$  in Abhängigkeit von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  für den Zylinderkopf aus AISi7Cu0,5Mg für verschiedene DAS und HIP-Zustände

Wie in Abbildung 10 ersichtlich, wurde die Rissfortschrittsrate über die Risslänge korreliert. Die EBSD-Aufnahme in Teilbild a) zeigt, dass nach dem Erreichen des Schwellwertes die Rissfortschrittsrate durch Abgleiten auf einer (111)-Gleitebene mit dem hohen Schmid-Faktor von  $M_s = 0,46$  sprunghaft ansteigt. Weiter ist erkennbar, dass die Rissfortschrittsrate durch paralleles Aufspalten des Risses und eutektisches Si verlangsamt wird. Eine Korngrenze hat keinen signifikanten Effekt, da der Riss weiter auf der (111)-orientierten Gleitebene mit dem hohen Schmid-Faktor fortschreitet. Aus b) geht hervor, dass die (111)-Gleitebene ebenfalls den Rissfortschritt beschleunigt. Intermetallische Phasen und eutektisches Si, besonders in großen Zellen verlangsamen den Rissfortschritt.

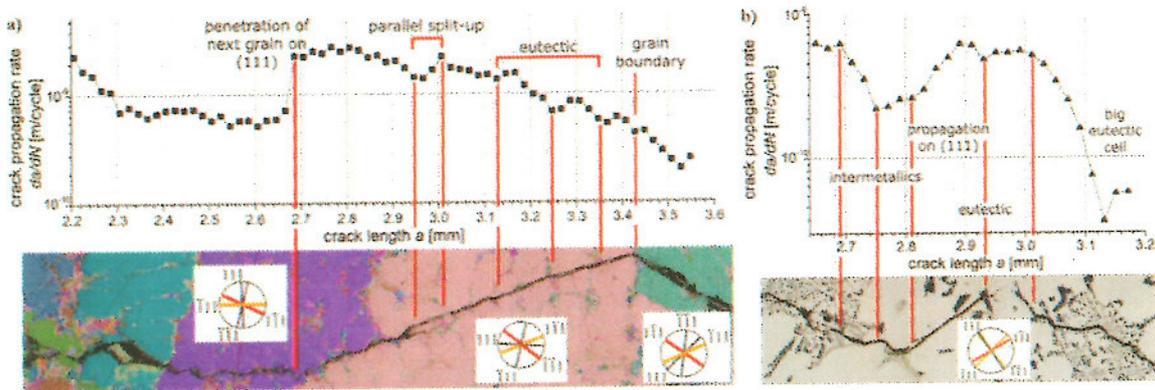


Abbildung 10: Rissfortschrittsrate über Risslänge für zwei SENB-Proben nahe am Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors mit a) AISi7Cu0,5Mg (DAS = 26 µm) korreliert mit EBSD und b) AISi8Cu3 (DAS = 65 µm)

Ein weiterer Schwerpunkt in diesem AP waren die Wechselverformungsversuche an flachgekerbten "shallow-notch"-Proben zur in-situ-Verfolgung der Ermüdungsschädigung. Durchgeführt wurden die Experimente an der Resonanzprüfeinheit Rumul Testronic und dem Digitalmikroskop HIROX MXG-10C. Für die Untersuchungen bei  $R = -1$  und 90 Hz Prüffrequenz ist ein Kerbfaktor von 1,4 verwendet worden.

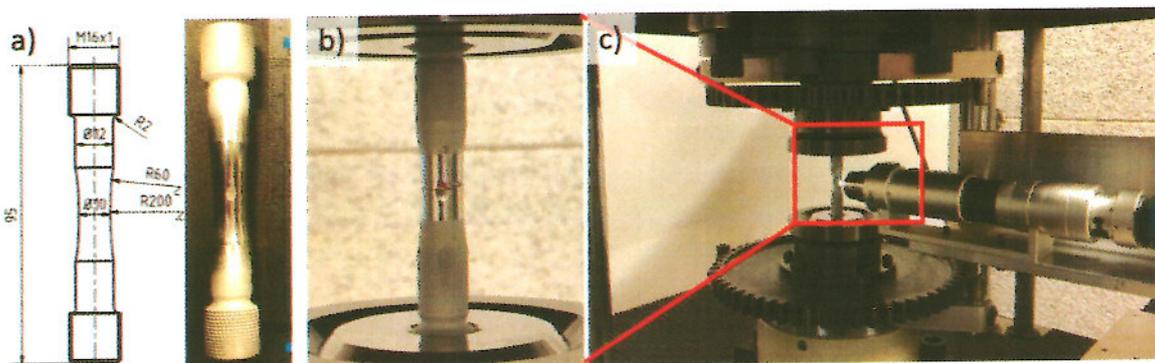


Abbildung 11: Testaufbau der Rumul Testronic mit a) Probengeometrie, b) Close-Up einer gerissenen Probe und c) Versuchsaufbau mit Hirox Digitalmikroskop

Aufgrund mehrfacher Geometrieanspassungen und des hohen Aufwandes den Flachkerb auf die für die EBSD-Messung benötigte Oberflächenqualität zu polieren war dieser Versuch aufwändiger als geplant. Zudem sind Entlastungskerbene am Gewindeauslauf und Druckeigenspannungen durch Sandstrahlen eingebracht worden, wie in Abbildung 11 a) und b) dargestellt. Aufgrund des kleinen Beobachtungsfeldes und der großen Materialinhomogenitäten konnten viele detektierte Risse nicht beobachtet werden.

Die in-situ-beobachteten Risse geben eine Korrelation der Schädigung mit der lokalen Mikrostruktur wieder. Wie in Abbildung 12 ersichtlich, hat das eutektische Si einen signifikanten Einfluss auf die Rissfortschrittsrate. Durch die große eutektische Zelle wird der Riss abgelenkt. Zudem sind Peaks in der Rissfortschrittsrate ersichtlich, wenn der Riss durch das  $\alpha$ -Aluminium schreitet.

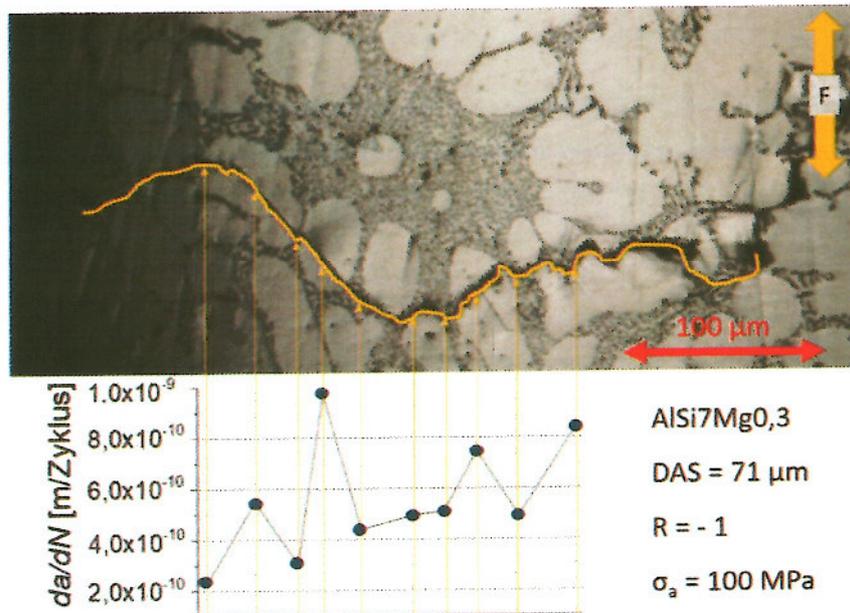


Abbildung 12: Einfluss der Mikrostruktur auf die Rissfortschrittsrate  $da/dN$

### 1.3 Modellierung

Die gewonnenen Daten aus den AP1 und AP2 wurden im AP 3 weiter ausgewertet und dienen als Grundlage für ein numerisches Modell auf Basis der Randelementmethode. In Abbildung 13 ist das Kitagawa-Takahashi Diagramm mit der Erweiterung nach El-Haddad dargestellt. So wurden neben den eigenen Ergebnissen auch die Resultate von Wang et al. [40] berücksichtigt. Erkennbar ist, dass sich die Durchläufer (run through) unterhalb des von El Haddad modifizierten Schwellenwertes befinden. Brüche lagen oberhalb dieses Schwellenwertes. Die Literaturwerte liegen nah an der Schwellwertkurve von El Haddad, sodass diese weiter validiert wurde.

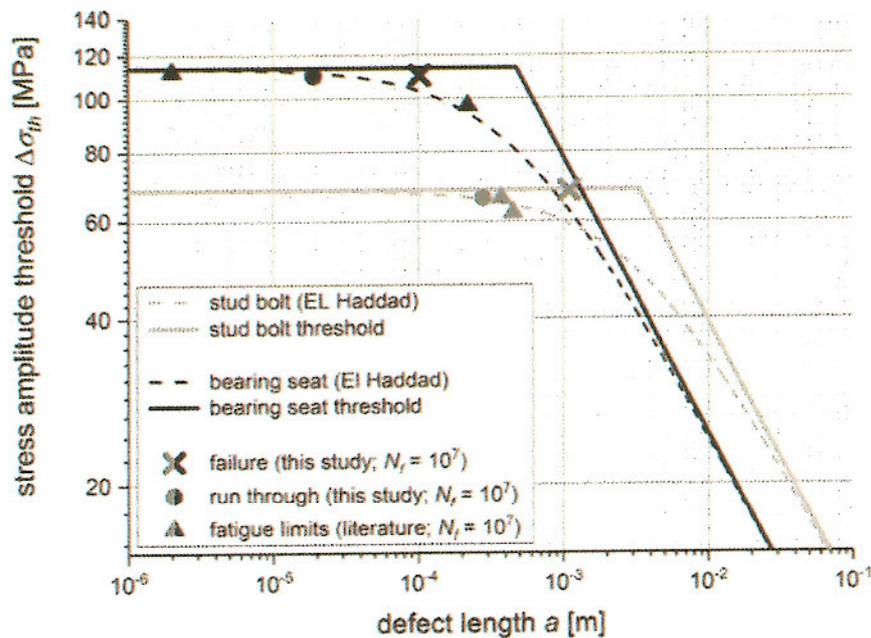


Abbildung 13: Kitagawa-Takahashi Diagramm für AISi8Cu3 mit DAS = 65  $\mu\text{m}$  in grau und DAS = 18  $\mu\text{m}$  im schwarz

Die Rissfortschrittsuntersuchungen an den verschiedenen mikrostrukturellen Ausprägungen der Stufenkeilproben zeigen eine signifikante Abhängigkeit des Schwellenwertes  $\Delta K_{th}$  von dem DAS der Al-Si-Gusslegierung. Dabei zeigt sich ein gegenläufiges Verhalten zwischen  $\Delta K_{th}$  und DAS. Im Bereich hoher Erstarrungsraten und daraus resultierendem kleinen DAS liegt der Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  niedriger als in den größeren Gefügebereichen und niedrigeren Erstarrungsraten. Ein ähnliches Verhalten lässt sich für feinkörnige Stähle beobachten. In einer Regressionsanalyse lässt sich ein formaler Zusammenhang zwischen dem DAS und dem Schwellenwert gegen technische Rissinitiierung aufstellen. Die Ergebnisse der Rissausbreitungsexperimente für die Proben aus den Stufenkeilen sind in Abbildung 14 dargestellt, wobei der Schwellenwert über die reziproke Quadratwurzel des DAS aufgetragen ist (in Analogie zur Hall-Petch-Beziehung). Im Gegensatz zur grundlegenden Beziehung nach Hall und Petch fällt der Schwellenwert jedoch mit sinkendem DAS (anstelle eines Anstiegs der Streckgrenze für sinkende Korngrößen). Zusätzlich sind die Ergebnisse für die industriell gefertigten Serienbauteilproben mit aufgeführt und in die statistische Auswertung mit aufgenommen (blaue Messpunkte).

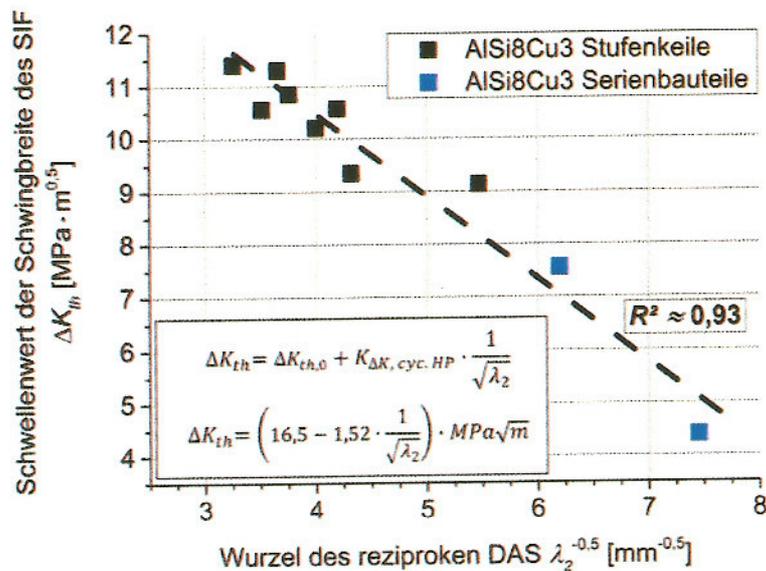


Abbildung 14: Darstellung der Wechselverformungsversuche an Stufenkeilproben (schwarz) und Serienbauteilen (blau); in Analogie zur Hall-Petch-Beziehung zeigt sich eine gute Korrelation zwischen  $\Delta K_{th}$  und der Wurzel des reziproken DAS

Die Regressionsanalyse der Werte weist mit einem Wert von  $R^2 \approx 0,93$  bereits eine gute Korrelation auf. Im Bereich hoher DAS (bzw. niedriger Werte für die Wurzel des reziproken DAS) zeigt sich eine leichte Streuung der Werte (z.B. anhand der beiden Datenpunkte im Bereich eines Schwellenwertes von  $9 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ). Ein Grund dafür ist die statistische Verteilung großer eutektischer Zellen im Werkstoff.

Als Grundlage für die Randelementmethode zur Modellierung der mikrostrukturabhängigen Ermüdungsrissausbreitung wurden, wie in Abbildung 15 gezeigt, dendritische Gefüge synthetisch erstellt. Die Gefüge erstarren zufällig und auf dendritischem Wachstum basierend. Die Farben stellen die Orientierung der Körner dar.

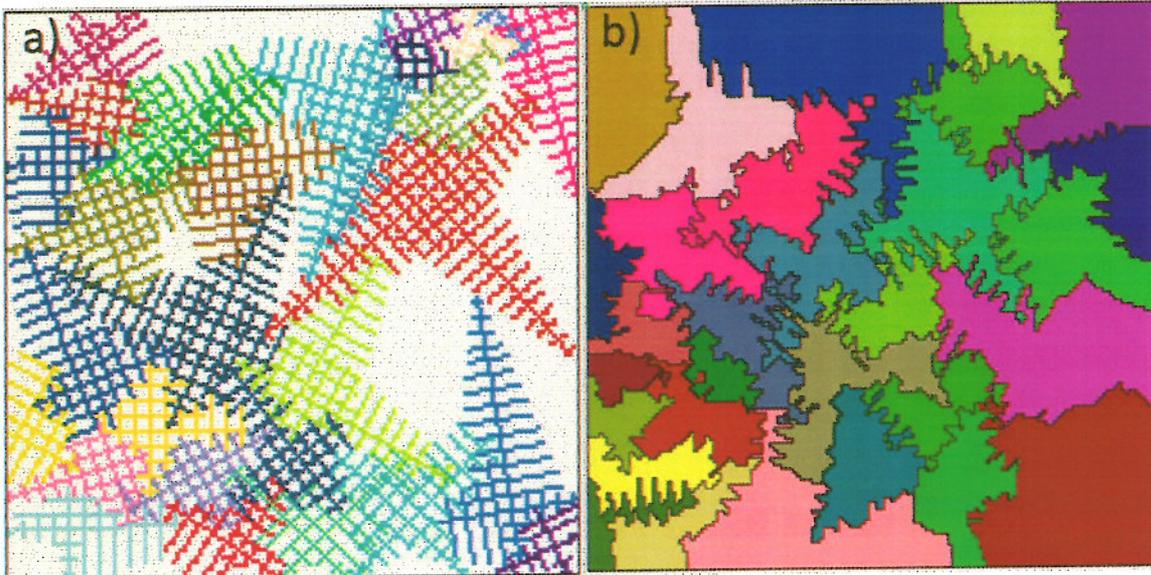


Abbildung 15: Dendritisches Gefüge synthetisch erstellt.

Parallel dazu wurde an der numerischen Simulation der Randelementmethode gearbeitet. Dazu wurden reale Gefüge analysiert. Abbildung 16 zeigt, wie reale EBSD-Messungen in einem zweischnittigen Verfahren in ein für die Randelementmethode optimiertes Format, wie in c) ersichtlich, überführt worden sind.

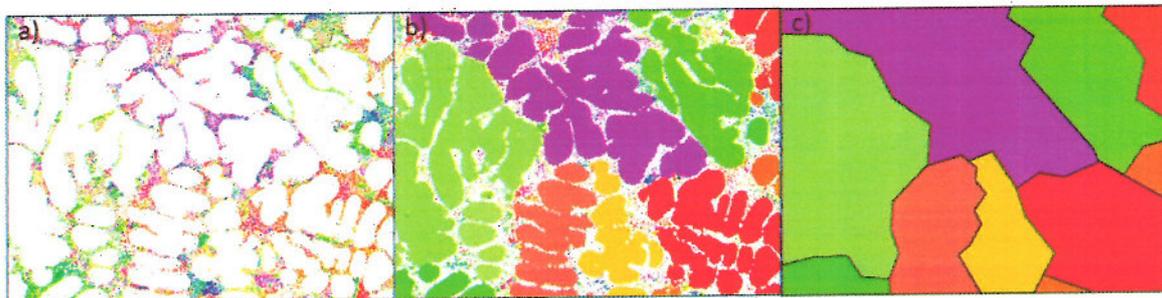


Abbildung 16: Überführung einer realen EBSD-Messung in eine synthetisches Gefüge für die Randelementmethode

Im Rahmen seiner Doktorarbeit entwickelt Herr Gerbe ein MatLab-basiertes Tool, das sowohl die Gefüge synthetisch erstellen kann als auch darauf basierend die Rissausbreitung auf Basis der Randelementmethode simulieren kann.

#### 1.4 Projektkoordination – Verifikation und Materialoptimierung

Die Projektkoordination wurde vom Projektingenieur übernommen. Neben den regelmäßigen Telefonkonferenzen fanden Austausche mit den Projektpartnern wie in I.5 dargestellt statt. Die in Arbeitskreissitzungen, Fachausschüssen und Fachzeitschriften publizierten Ergebnisse sind in II.6 dargestellt.

Wie in 1.1 Werkstoffbereitstellung beschrieben und in Abbildung 17 ersichtlich, sind an der Hochschule Osnabrück Stufenkeile abgegossen worden. Die im Labormaßstab abgegossenen Proben dienen zur Verifizierung der gewonnenen Erkenntnisse und Übertrag in die Gussimulation.

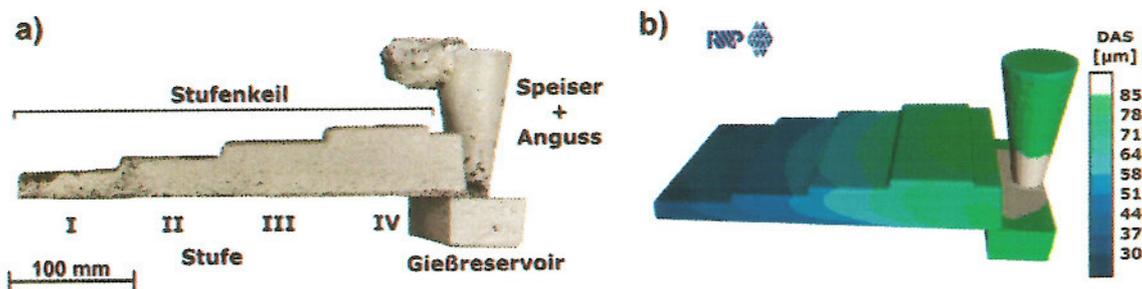


Abbildung 17: Zur Variation der Erstarrungsrate entwickelter Stufenkeil a) Abguss der Legierung AlSi8Cu3 und b) Ergebnis der Erstarrungssimulation mittels WinCast

## 2. die wichtigsten Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Die im Antrag aufgeführten Kosten setzen sich im Wesentlichen aus den beantragten Personalkosten für wissenschaftliche Mitarbeiter, den Investitionen, den Ausgaben für Verbrauchsmaterialien und Literatur sowie den Reisekosten für die Teilnahme an verschiedenen Kongressen und Sitzungen zusammen. Sämtliche Gelder wurden vollständig für die jeweiligen Zwecke ausgegeben. Den größten Stellenwert nehmen die Personalkosten ein. Diese wurden wie folgt verwendet:

Sascha Gerbe, M.Sc. 01.04.2016 bis 30.09.2018, 100% TV-L 13, wissenschaftlicher Mitarbeiter, der das Projekt in allen AP's betreut hat und derzeit seine Dissertation zum Thema verfasst.

Steffen Scherbring, M.Sc. 01.01.2018 bis 31.12.2020, 50% TV-L 11, wissenschaftlicher Mitarbeiter, der das Projekt in allen AP's betreut hat und im Januar 2021 seine Masterarbeit über das Thema geschrieben hat.

Alle Mitarbeiter und ihre Tätigkeiten waren:

Zeitraum	Name	TVL / HiWi	Tätigkeit
04/16 09/18	Sascha Gerbe	100% TVL 13	Projektingenieur, Dissertation (geplanter Abschluss 2021)
04/17 04/18	Annika Tropisch	50% TVL 11	Unterstützung Simulation
04/17 12/17	Jana Heine	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten
01/18 03/18	Steffen Scherbring	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten
04/18 12/20	Steffen Scherbring	50% TVL 11	Projektingenieur Studienarbeit Masterarbeit
05/18 09/18	Artöm Michel	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten Studienarbeit
06/18 07/18	Katharina Zbranca-Muresan	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten Studienarbeit
11/18 03/19	Christian Marx	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten
12/18 03/19	Alexander Jaufmann	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten
04/19 06/20	Nina Mann	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten
04/19 12/19	Eduard Meyer	HiWi	Unterstützung bei experimentellen Arbeiten

Die zahlenmäßig größte Position der Sachmittel nimmt Pos. 0850 mit 47.726,10 € ein. Dieser Betrag wurde zur Finanzierung der in II.1 beschriebenen Matelect CGM7 Wechselstrompotentialsonde verwendet. Die Anschaffung des Geräts war notwendig, um den untersuchten Werkstoff zu charakterisieren. Die Ergebnisse stellen einen wichtigen Grundstein des Projektes dar, ohne den die Schädigungsmechanismen nicht so tiefgreifend verstanden worden wären. So bilden die Ergebnisse ebenfalls die wichtige Basis für die Modellierungskonzepte / Simulationsergebnisse. Weiterhin dienten die Verbrauchsmittel der Beschaffung verschiedener Materialien, wie Schleif- und Poliermittel, Thermoelemente und Zubehör und verschiedene Verbrauchsmaterialien für die

Messtechnik, wie z.B. Dehnungsmesstreifen (DMS) und Rissmessfolien (KraK-Gages).

Mithilfe der Reisemittel konnten die Teilnahmen an verschiedenen internationalen und nationalen Fachkongressen sowie mehreren Projekttreffen und verschiedenen Fachausschuss und Arbeitskreissitzungen finanziert werden (siehe Kapitel I. 5 und II. 6).

### **3 der Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit**

Die oben vorgestellte Arbeit stellt trotz der dargestellten Abweichungen vom ursprünglichen Arbeitsplan einen wichtigen Beitrag zur Gewinnung von Materialkennwerten und der Simulation in der Materialermüdung dar. Im Projektverkauf konnte die Basis für ein Modell entwickelt werden, welches die mikrostrukturellen Gegebenheiten bei der Berechnung des Rissverlaufs berücksichtigt, so kann der experimentelle Aufwand bei der praktischen Entwicklung und Auslegung moderner Werkstoffe durch im Vorfeld erzielbare Simulationsergebnisse reduziert werden. Die Diskussionen, die im Rahmen der nationalen und internationalen Veröffentlichungen der Projektergebnisse entstanden, trugen stets zur Generierung neuen Ideen und Lösungskonzepte bei.

### **4. des voraussichtlichen Nutzens, insbesondere der Verwertbarkeit des Ergebnisses im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans**

Die im Projekt gewonnenen Erkenntnisse fließen direkt in die Forschung der Firma Nemak Europe GmbH ein. Das Hauptanwendungsgebiet ist hier die industrielle Vorentwicklung. Wie unter Punkt II.3 erwähnt, kann der experimentelle Zeitaufwand zur Ermittlung der Lebensdauervorhersage mit Hilfe der im Rahmen des Projektes entwickelten Simulationsmethodik verringert werden. So kann schon in frühen Entwicklungsstadien eine Optimierung des Grundwerkstoffs vorgenommen werden. Auch die Hochschule Osnabrück profitiert unmittelbar von den Forschungsergebnissen: So konnten die gewonnen Erkenntnisse in aktuellen und folgenden Forschungsprojekten/ Forschungsschwerpunkten eingesetzt werden. Die Projekte HochSeil, MicroLife und „Identifikation und Modellierung der Schädigungsmechanismen in Al-Si-Mg-Gusslegierungen während Ermüdungsbeanspruchung bei hohen und sehr hohen Lastspielzahlen“ ziehen einen unmittelbaren Nutzen aus den Ergebnissen. Die gewonnene Expertise in den Bereichen der Kennwertermittlung und der Modellierung fließen hier mit ein. Weiterhin profitiert auch die Lehre, da den Studierenden aktuelle Forschungsergeb-

nisse und deren Hintergründe vermittelt werden können. Die im Rahmen des Vorhabens gepflegte interdisziplinäre Arbeit zwischen Gießtechnik, Simulationstechnik und Werkstofftechnik soll weiter gepflegt und optimiert werden.

### **5. des während der Durchführung des Vorhabens dem ZE bekannt gewordenen Fortschritts auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen**

Im Laufe des Projektes hat es ebenfalls Fortschritte an anderer Stelle gegeben. Nachfolgend sind die entsprechenden Publikationen aufgeführt.

- Ben Ahmed, A. Nasr, A. Bahloul, R. Fathallah, The impact of defect morphology, defect size, and SDAS on the HCF response of A356-T6 alloy, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 92, (2017) 1113-1125.
- Mrzljak, S., Hülsbusch, D., Walther, F., 2018. Damage initiation and propagation in glass-fiber-reinforced polyurethane during cyclic loading analyzed by in situ computed tomography, in *Proceedings of 7th International Conference on Fatigue of Composites*, Vicenza, Italy.
- Tenkamp, J., Koch, A., Knorre, S., Krupp, U., Michels, W., Walther, F., 2018. Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams. *International Journal of Fatigue* 108, 25-34.
- Tenkamp, J., Koch, A., Knorre, S., Krupp, U., Michels, W., Walther, F., 2018. Influence of the microstructure on the cyclic stress-strain behavior and fatigue life in hypo-eutectic Al-Si-Mg cast alloys. 12th Int. Fatigue Congress, Poitiers, France, *MATEC Web of Conf.* 165(15004), 1-8.
- Tenkamp, J., Bleicher, K., Klute, S., Chrzan, K., Koch, A., Walther, F., 2019. Advanced characterization of the cyclic deformation and damage behavior of Al-Si-Mg cast alloys using hysteresis analysis and alternating current potential drop method, in "Light Metals". In: Chesonis, C. (Ed.). Springer, 167-175.

## **6. der erfolgten oder geplanten Veröffentlichungen des Ergebnisses nach Nr. 6.**

Im Zuge des Projekts wurden keine gewerblichen Schutzrechte angemeldet. Die folgenden Publikationen wurden bisher veröffentlicht bzw. sind geplant (aufgeführt sind keine Teilnahmen an Tagungen und Sitzungen, bei denen zwar teilgenommen wurde, jedoch keine eigenen Ergebnisse publiziert wurden):

### Veröffentlichung:

- Gerbe, S.; Knorre, S.; Krupp, U.; Michels, W.:  
The significance of microstructure heterogeneities on the fatigue thresholds of aluminum castings. *Fatigue 2018, Matec Web of Conferences* 165, 14005 (2018). DOI: 10.1051/matecconf/201816514005
- Gerbe, S.; Krupp, U.; Michels, W.:  
Influence of secondary dendrite arm spacing (SDAS) on the fatigue properties of different conventional automotive aluminum cast alloys, *Frattura ed Integrità Strutturale* 48, p. 105-115, (2019). DOI: 10.3221/IGF-ESIS.48.13
- Gerbe, S.; Tenkamp, J.; Scherbring, S.; Bleicher, K.; Krupp, U.; Michels, W.; Walther, F.:  
Microstructural influences in the fatigue crack initiation and propagation mechanisms in hypo-eutectic Al-Si cast alloys *Procedia Structural Integrity* 23, p. 511-516 (2019). DOI: 10.1016/j.prostr.2020.01.137

### Vorträge:

- Gerbe, S.; Krupp, U.; Michels, W.:  
Influence of secondary dendrite arm spacing (SDAS) on the fatigue properties of different conventional automotive aluminum cast alloys. *CrackPaths 2018, 6th International Conference on Crack Paths, Verona, Italien, 19. - 21. September (2108).*
- Gerbe, S. (V); Knorre, S.; Krupp, U.; Michels, W.; Walther, F.:  
The significance of microstructure heterogeneities on the fatigue thresholds of aluminum castings. *Fatigue 2018, 12th International Fatigue Congress, Poitiers, Frankreich, 27. Mai - 1. Juni (2018).*

- Gerbe, S.; Tenkamp, J.; Scherbring, S.; Bleicher, K.; Krupp, U.; Michels, W.; Walther, F.:  
Microstructural Influences on the Fatigue Crack Initiation and Propagation Mechanisms in Hypo-eutectic Al-Si Cast Alloys MSMF 9, Materials Structure & Micromechanics of Fracture, Brno, Czech Republic, 26-28.06.2019
- Gerbe, S. (V); Scherbring, S.; Krupp, U.; Michels, W.:  
Mikrostrukturelle Einflüsse auf die Ermüdungsrissausbreitung in Al-Si Gusslegierungen. Werkstoffprüfung 2019, 37. Vortrags- und Diskussionstagung, Neu-Ulm, 3-4.12.2019
- Scherbring, S.; Gerbe, S.; Tenkamp, J.; Walther, F.; Krupp, U.; Michels, W.:  
Rissausbreitungsverhalten und Ermüdungsfestigkeit heiß-isostatisch gepresster Al-Si-Gusslegierungen unter hohen und sehr hohen Zyklenzahlen. AK-Materialermüdung 2020, Schaffhausen (CH) 05-06.03.2020.

#### Poster:

- Gerbe, S.; Tenkamp, J.; Scherbring, S.; Krupp, U.; Michels, W.; Walther, F.:  
Mikrostrukturelle Einflüsse auf das Ermüdungs- und Rissfortschrittsverhalten von Al-Si-Gusslegierungen Gefüge und Bruch 2019, 12 Tagung, Bochum, 13-15 Februar 2019

#### Dissertationen, Studien- und Abschlussarbeiten

- Michel, A.: Einfluss des Dendritenarmabstandes in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit auf die Mikrostruktur und die Ermüdungseigenschaften der Aluminium-Gusslegierungen AlSi8Cu3 und AlSi7Mg0,3. Studienarbeit, Osnabrück, 2018.
- Zbranca-Muresan, K.; Bestimmung des repräsentativen Flächenelements zur Charakterisierung und Quantifizierung der Gefügebestandteile in hypoeutektischen Aluminiumgusslegierungen mittels ImageJ, Studienarbeit, Osnabrück, 2018.
- Scherbring, S.; Ermüdungsverhalten der Aluminiumgusslegierung AlSi8Cu3 im heiß isostatisch-gepressten Zustand, Studienarbeit, Osnabrück, 2020.
- Scherbring, S.; Beurteilung kritischer Defekte in Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter schwingender Beanspruchung, Masterarbeit, Osnabrück, 2021.
- Gerbe, S.; Dissertation (ausstehend), Aachen, 2021.

## Literatur:

- [1] Menge, M., Zeuner, Th.: Innovationsträger Leichtmetall – neue Fahrwerkteile aus Aluminiumguss, *Giesserei* 97 (2011) Nr.5, 84-86.
- [2] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer Verlag, (2007).
- [3] D. Apelian, S. Shivkumar, G. Sigworth, *Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys*, AFS Transactions, 1989, vol. 97, pp. 727-742.
- [4] Sonsino, C., Dietrich, K.: Einfluss der Porosität auf das Schwingfestigkeitsverhalten von Aluminium-Gusswerkstoffen. Bericht aus dem Fraunhofer-Institut LBF, Betriebsfestigkeit in der Gießereiforschung, LBF, Darmstadt, 1990.
- [5] Campbell, J.: *Castings*, Butterworth-Heinemann, (2003).
- [6] Campbell, J: An overview of the effects of bifilms on the structure and properties of cast alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 37B, (2006), 857-863.
- [7] Powazka, D., Leitner, H., Brune, M., Eichlseder, W., Oppermann, H.: Fertigungsbedingte Einflüsse auf die Schwingfestigkeit von Al-Gussbauteilen. *Giesserei* 7 (2010), 34-42.
- [8] Wang, Q., Apelian, D., Lados, D.: Fatigue behavior of A356-T6 aluminium cast alloys. Part I. Effect of casting defects. *Journal of light Metals* 1 (2001), 73-84.
- [9] Kung, C., Fine, M.: Fatigue Crack Initiation and microcrack growth in 2024-T4 and 2124-T4 aluminium alloys. *Metallurgical Transactions A*, 10, 1979-603.
- [10] Ammar, H., Samuel, A., Samuel, F.: Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si alloys. *Materials Science and Engineering A* 473 (2008), 65-75.
- [11] Nicoletto, G., Konečná, R., Fintova, S.: Characterization of micro-shrinkage casting defects of Al-Si alloys by X-ray computed tomography and metallography. *International Journal of Fatigue* 41 (2012) 39-46.
- [12] Couper, M., Neeson, A., Griffiths, J.: Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 13 (1990), 213 – 227.
- [13] Skallerud, B., Iveland, T., Harkegard, G.: Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects. *Engineering Fracture Mechanics* 44 (1993) 857-874.

- [14] Major, J.: Porosity control and the fatigue behavior in A356–T61 aluminum alloy. *American Foundry Society Transactions* 102 (1994) 901 – 06.
- [15] Bowles C., Schijve, J.: The role of inclusions in fatigue crack initiation in an aluminium alloy. *International Journal of Fracture* 9 (1973) 2, 171-179.
- [16] Zheng, X., Cui, H., Engler-Pinto Jr., C., Su, X., Wen, W.: Statistical relationship between fatigue crack initiator size and fatigue life for a cast aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A* 580 (2013), 71-76.
- [17] Paris, C., Erdogan, F.: A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering* 85 (1963), 528-534.
- [18] Zhang, B., Poirier, D., Chen, W.: Microstructural Effects on High-Cycle Fatigue-Crack Initiation in A356.2 Casting Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (1999), 2659-2666.
- [19] Lados, D., Apelian, D., de Figueredo, A.: Fatigue performance of high integrity cast aluminium components. *Proceedings from the 2<sup>nd</sup> International Aluminium Casting Technology Symposium, 7.-9.Oktober 2002, Columbus, OH, ASM International, 2002.*
- [20] Roy, M., Nadot, Y., Nadot-Martin, C., Bardin, P., Maijer, D.: Multiaxial Kitagawa Analysis of A356-T6. *International Journal of Fatigue* 33, 6 (2011), 6, 823-832.
- [21] Eichsleder, W.: Lebensdauervorhersagen auf Basis von Finite Elemente Ergebnissen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 34 (2003), 9, 843-849.
- [22] Lados, D., Apelian, D.: *Operating Fatigue Crack Growth Mechanisms at the Microstructure Level in Al-Si-Mg Cast Components*, Worcester Polytechnic Institute (2004).
- [23] Minichmayr, R., Eichseder, W.: Lebensdauerberechnung von Gussbauteilen unter Berücksichtigung des lokalen Dendritenarmabstandes und der Porosität. *Giesserei* 90 (2003), 5, 70-75.
- [24] Joyce, M., Styles, C., Reed, P.: Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al-Si alloys. *International Journal of Fatigue* 25 (2003) 863-869 16.
- [25] Plumtree, A., Schafer, S.: Initiation and short crack behaviour on aluminium alloy castings. In: Miller, K., de los Rios, E. (Hrsg.): *The mechanical behavior of Short Fatigue Cracks*. EGF Publication 1, Suffolk, London (1986) 215-231.

- [26] Shiozawa, K., Thoda, Y., Sun, S.: Crack Initiation and small fatigue crack growth behaviour of squeeze-cast Al-Si aluminium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 20 (1997), 2, 237-247.
- [27] Zhang; Chen; Poirier: Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356.2-T6 cast aluminium alloy. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2000, Nr. 5, S. 417–423.
- [28] Chen, X.-G., Ellerbrok, R., Engler, S.: Über die eutektischen Körner von Aluminium-Silicium-Legierungen, Teil1. Veredeltes Eutektikum, *Giessereiforschung* 42 (1990), 1-10.
- [29] Timpel, M.: Einfluss von Strontium auf die Mikrostruktur von Aluminium-Silizium-Legierungen, Dr.-Ing.-Dissertation, TU Berlin 2012.
- [30] Zhang, B., Poirier, D., Chen, W.: Die Wirkung des HIPens und der Strontiumveredelung auf Ermüdungsverhalten der Aluminiumlegierungen A356.2. *Giesserei-Praxis* 5 (2003).
- [31] Lados, A., Apelian, D., Wang, L.: Minimization of residual stress in heat-treated Al-Si-Mg cast alloys using uphill quenching: Mechanisms and effects on static and dynamic properties. *Materials Science and Engineering: A* 527, 13-14, (2010), 3159-3165.
- [32] Paul, J., Exner, H., Müller-Schwelling, D.: Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von gegossenen und wärmebehandelten eutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen. *Zeitschrift für Metallkunde* 73 (1982) 50-55.
- [33] Rometsch, P., Arnberg, L., Zhang, D.: Modeling Dissolution of  $Mg_2Si$  and Homogenization in Al-Si-Mg casting Alloys. *International Journal of Cast Metals Research* 12 (1999) 1-8.
- [34] ASTM Standard B917/B917M-2001: Standard Practice for Heat Treatment of Aluminium-Alloys Castings from All Processes (2001).
- [35] Pedersen, L., Arnberg, L.: The Effect of Solution Heat Treatment and Quenching Rates on Mechanical Properties and Microstructure in AlSiMg Foundry Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001) 3, 525-532.
- [36] Rometsch, P., Schaffer, G., Taylor, J.: Mass Balance Characterization of Al-7Si-Mg Alloy Micro-structures as a Function of Solution Treatment Time. *International Journal of Cast Metals Research* 14 (2001) 59-69.

- [37] Nyahumwa, C., Green, N., Campbell, J.: Influence of Casting Technique and Hot Isostatic Pressing on the Fatigue of an Al-7Si-Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 32 (2001) 349-358.
- [38] Bayraktar, E., Garcias, I., Bathias, C.: Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. *International Journal of Fatigue* 28 (2006) 1590-1602.
- [39] Tiryakioğlu, M., Campbell, J., Nyahumwa, C.: Fracture Surface Facets and Fatigue Life Potential of Castings. *Metallurgical and Materials Transactions B* 42 (2011) 1098-1103.
- [40] Wang, Q., Apelian, D., Lados, D.: Fatigue behavior of A356-T6 aluminium cast alloys. Part II. Effect of microstructural constituents, *Journal of Light Metals* 1 (2001), 85-97.
- [41] Babout, L., Brechet, Y., Marie, E., Fougères, R.: On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites. *Acta Materialia* 53 (2004), 4517-4525.
- [42] Gall, K., Yang, N., Horstemeyer, M., McDowell, D., Fan, J.: The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al-Si alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (1999), 3079-3088.
- [43] Gall, K., Horstemeyer, M., McDowell, D., Fan, J.: Finite element analysis of the stress distributions near damaged Si particle clusters in cast Al-Si alloys. *Mechanics of Materials* 32 (2000), 277-301.
- [44] Buffiere, J., Savelli, S., Jouneau, P., Maire, E., Fougères, R.: Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si<sub>7</sub>-Mg<sub>0,3</sub> cast Al alloys. *Materials Science and Engineering A316* (2001), 115-126.
- [45] Krupp, U., Giertler, A., Siegfanz, S., Michels, W.: Mutual Interaction between Fatigue Crack Initiation/Propagation and Microstructural Features in Cast Aluminium Alloys (Fatigue 2014, Melbourne, Australia, 2.-7. März 2014) *Advanced Materials Research*, 891-892 (2014) 488-493.
- [46] Fan, J., Hao, S.: A design-centered approach in developing Al-Si-based lightweight alloys with enhanced fatigue life and strength. *Journals of Computer-Aided Materials Design* 11 (2004), 139-161.
- [47] Moffat, A.: Micromechanistic analysis of fatigue in aluminium silicon casting alloys. Dissertation, University of Southampton (2007).

- [48] Siegfanz, S., Giertler, A., Michels, W., Krupp, U.: Influence of the microstructure on the fatigue damage behaviour of the aluminium cast alloy AlSi7Mg0,3. *Materials Science and Engineering A* 565 (2013), 21-26.
- [49] Yi, J., Gao, Y., Lee, P., Lindley, T.: Microstructure-Based Fatigue Life prediction for cast A356-T6 aluminium-silicon Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 37 (2006).
- [50] Todte, M.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses, Dr.-Ing. Dissertation, Universität Magdeburg 2002.
- [51] Pabel, Th., Schindelbacher, G.: Wirkung von Kühlkokillen im Sandguss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften der Legierung EN-AC AlSi7Mg, *Giesserei-Rundschau* 55 (2008) 7/8, 153-157.
- [52] Weiss, K., Honsel, Ch., Vomhof, R.: Ermittlung der mechanischen Eigenschaften eines Aluminium-Strukturbauteils, *Giesserei* 100 (2013), 3, 30-35.
- [53] Minichmayr, R., Eichlseder, W.: Ermüdung von Aluminium-Gussbauteilen unter Berücksichtigung der Gefügemerkmale Dendritenarmabstand und Porosität, *Giesserei-Rundschau* 51 (2004), 1/2, 14-17.
- [54] Barrirero, J., Engstler, M., Ghafoor, N., de Jonge, N., Mücklich, F.: Comparison of segregations formed in unmodified and Sr-modified Al-Si alloys studied by atom probe tomography and transmission electron microscopy, *Journal of Alloys and Compounds*, 611 (2014) 410-421.
- [55] Siegfanz, S.: Einfluss der Mikrostruktur auf die Ermüdungseigenschaften in Al-Gusslegierungen mit verschiedenen Si-Gehalten, Masterarbeit, Hochschule Osnabrück 2013.
- [56] Krupp, U.: *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*, Wiley VHC, Weinheim 2017.
- [57] Kitagawa, H., Takahashi, S.: Application of Fracture Mechanics to Very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage. *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, ASM, Metals Park (1976), 627-631.
- [58] Krewerth, D., Weidner, A., Biermann, H.: Application of in situ thermography for evaluating the high-cycle and very high-cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys AlSi7Mg (T6). *Ultrasonics* 8, 8 (2013), 1441-1449.

- [59] Kübbeler, M.: Simulation der mikrostrukturbestimmten Kurzrisssausbreitung unter dem Einfluss lokaler Phasenumwandlung, Dissertation, Universität Siegen 2014.
- [60] Krupp, U., Giertler, A., Siegfanz, S., Michels, W.: On the micro-mechanisms of fatigue crack propagation in aluminium cast alloys (MSMF7, Brno, 1.-3. Juli 2013) *Key Engineering Materials*, 592-593 (2014) 393-396.
- [61] Kantehm, M., Söker, M., Krupp, U., Michels, W.: Monotonic and cyclic deformation behaviour of MIG-CMT welded and heat-treated joints of aluminium cast and wrought alloys, *Advanced Engineering Materials*, 14 (2012) 873.
- [62] Giertler, A., Krupp, U., Michels, W.: Korrelation der Ermüdungsschädigung mit der Materialdämpfung in einer Aluminium-Gusslegierung. *Materialprüfung* 53 (2011) 285-289.
- [63] Biermann, H.; Krüger, L.; *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, Wiley-VCH, Weinheim, Germany, 2015.