



Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie

Masterarbeit

Schwingfestigkeitsprüfung von
Al-Legierungen bei erhöhten
Temperaturen zur Anwendung im
Fahrwerksbereich für Motorsport und
Hypercars

Max Heimo Martinelli, BSc

November 2021

Abstract

Aluminum wrought alloys like EN AW-6082 or EN AW-7075 are often used for suspension parts such as uprights or wishbones for lightweight construction of the higher priced automotive segment. Heat sources like the braking or exhaust system lead to higher service temperatures of the suspension components nearby, which can affect its strength properties. Due to loads in operation and prolonged service life, components are designed by fatigue strength.

The present thesis includes tension-compression fatigue tests of EN AW-6082-T6 and EN AW-7075-T73 at temperatures of 85 °C and 115 °C. Furthermore, a comparison of results with artificially aged samples is done. The aging cycle is modeled on the thermal load over the components service life. For testing quality of the fatigue tests, statistical analysis of the impact of sample quality on testing results is carried out.

In comparison to room temperature, a reduction in fatigue life at $5 \cdot 10^6$ cycles of 7 % at 85 °C and 12 % at 115 °C was determined for EN AW-6082-T6 alloy. With EN AW-7075-T73, a drop in fatigue life of 22 % was measured between 85 °C and 115 °C. No difference in fatigue life was experienced between performing the modeled aging cycle beforehand or not. Likewise, no correlation was found among sample quality and fatigue cycles before cracking, but with quality and result scatter.

Kurzfassung

Im höherpreisigen Automobilsegment finden Aluminium-Knetlegierungen wie EN AW-6082 oder EN AW-7075 aus Gründen des Leichtbaus häufig im Fahrwerksbereich für Radträger oder Querlenker Einsatz. Wärmequellen wie die Brems- oder Auspuffanlage führen zu erhöhten Betriebstemperaturen der anliegenden Fahrwerkskomponenten, wodurch die Festigkeitseigenschaften beeinflusst werden können. Aufgrund der Belastungen im Betriebszustand des Fahrzeugs und der langen geforderten Lebensdauer, findet die Auslegung auf Basis der Ermüdungsfestigkeit statt.

Die vorliegende Arbeit umfasst die Zug-Druck-Schwingfestigkeitsprüfung von EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73 bei Prüftemperaturen von 85 °C sowie 115 °C. Aufbauend findet ein Vergleich mit ausgelagerten Proben statt, die die thermische Belastung eines vorgegebenen Lebenszyklus erfahren haben. Zur Erhebung der Qualität der durchgeführten Schwingversuche, wird eine statistische Untersuchung des Einflusses der Probenqualität auf die Ergebnisse vorgenommen.

Verglichen mit Raumtemperatur, beträgt die Abnahme der ertragbaren Lastamplitude bei einer Schwingspielzahl von $5 \cdot 10^6$ bei EN AW-6082-T6 bei 85 °C 7 % und bei 115 °C 12 %. Bei EN AW-7075-T73 wurde zwischen den beiden Prüftemperaturen eine hohe Reduktion um 22 % festgestellt. Zwischen den Schwingergebnissen im ausgelagerten Zustand und den im nichtausgelagerten konnte kein Unterschied festgestellt werden. Hinsichtlich der Auswirkung der Probenqualität wurde keine Korrelation zwischen der erreichten Lastspielzahl und der Probenqualität erkannt, wohl aber zwischen Qualität und Ergebnisstreuung.

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt, und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu „Gute wissenschaftliche Praxis“ gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Affidavit

I declare on oath that I wrote this thesis independently, did not use other than the specified sources and aids, and did not use any unauthorized aids.

I declare that I have read, understood, and complied with the guidelines of the senate of the Montanuniversität Leoben for “Good Scientific Practice”.

Furthermore, I declare that the electronic and printed version of the submitted thesis are identical, both, formally and with regard to content.



Max Heimo Martinelli

Leoben, November 2021

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG	1
2	TECHNISCHE GRUNDLAGEN	2
2.1	Einfluss von erhöhter Temperatur auf die Festigkeit von Al-Legierungen	2
2.1.1	Entfestigung durch Erholung und Rekristallisation	2
2.1.2	Entfestigung durch Überalterung.....	5
2.1.3	Einfluss der Erwärmungsdauer	7
2.2	Schwingfestigkeit von Al-Legierungen.....	9
2.2.1	Verhalten der Spannungs-Wöhlerkurve bei Al-Legierungen.....	9
2.2.2	Schädigungsverhalten und -mechanismen.....	11
2.2.3	Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit.....	12
2.2.4	Rechnerische Abschätzung der Schwingfestigkeit	15
2.3	Al-Fahrwerkskomponenten in Rennfahrzeugen und Hypercars.....	17
2.3.1	Doppelquerlenkerachse	17
2.3.2	Radträger.....	18
2.3.3	Querlenker	19
2.3.4	Zug- oder Druckstab	20
2.3.5	Thermische Belastung	21
3	METHODIK.....	22
3.1	Werkstoffe.....	22
3.2	Festigkeitseigenschaften.....	23
3.3	Proben	26
3.4	Auslagerungsversuche.....	28
3.5	Versuchsdurchführung	29
3.6	Untersuchung des Einflusses der Probenqualität	31
3.6.1	Strukturiertes Vorgehen der Analyse.....	32
3.6.2	Statistische Auswertemethode	33
4	ERGEBNISSE UND AUSWERTUNG	35
4.1	Schwingfestigkeitsversuche	35
4.1.1	Versuchsprogramm.....	35
4.1.2	Wöhlerversuche	37
4.1.3	Auslagerungsversuche.....	40
4.2	Bruchflächenanalyse.....	42
4.2.1	EN AW-6082-T6.....	42
4.3	Gefügeanalyse und Härte	51
4.3.1	EN AW-6082-T6.....	51
4.3.2	EN AW-7075-T73.....	53
4.4	Einfluss der Probenqualität auf die Schwingfestigkeit.....	54
5	DISKUSSION.....	57
5.1	EN AW-6082-T6.....	58

5.2	EN AW-7075-T73.....	60
5.3	Probenqualität.....	61
6	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	63
7	LITERATURVERZEICHNIS.....	65
8	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	67
9	TABELLENVERZEICHNIS	72
10	ANHANG	73
10.1	Anhang A: Radkräfte auf der Nordschleife und im WLTC-Zyklus	73
10.2	Anhang B: ORIGIN-Auswertung von EN AW-6082-T6 bei 115 °C.....	74
10.3	Anhang C: Daten der Probeneingangskontrolle	75
10.4	Anhang D: Berechnung der Rangkorrelationskoeffizienten	77

1 Einleitung

Die Werkstoffwahl für Fahrwerkskomponenten im höherpreisigen Automobilsegment bis hin zum Rennsport fällt aus Gründen des Leichtbaus häufig auf höherfeste Al-Knetlegierungen. Als Standardlegierung für Straßenanwendungen wird dabei die Al-Mg-Si-Legierung EN AW-6082-T6 betrachtet, die sich durch ihre hohe Festigkeit bei gleichzeitiger guter Korrosionsbeständigkeit auszeichnet. Die Al-Zn-Legierung EN AW-7075 weist eine höhere Festigkeit auf, ist im höchstfesten Wärmebehandlungszustand T6 aber anfällig für Spannungsrisskorrosion. Im Rennsport spielt dieses Kriterium eine untergeordnete Rolle, für längere Lebensdauern auf der Straße wird jedoch auf die gegenüber lokalisierter Korrosion beständigere Variante EN AW-7075-T73 ausgewichen. Aus diesen Werkstoffen gefertigte sicherheitskritische Teile wie Radträger oder Querlenker erfahren dabei im Betriebszustand erhöhte Temperaturen. Die Abwärme der Bremsanlage, der Auspuff und dessen Verrohrung oder der heiße Asphalt sind potenzielle Wärmequellen, die dafür sorgen können, dass die Elemente Temperaturen von etwa 100 °C ausgesetzt sind. Im Gegensatz zu anderen Werkstoffen für Fahrwerkskomponenten, gilt es die thermische Belastung bei Al-Legierungen bereits bei diesen vergleichsweise niedrigen Temperaturen im Hinblick auf die vorgeschriebene Lebensdauer zu berücksichtigen.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Bestimmung und Quantifizierung des Einflusses fahrwerkstypischer Temperaturen von 85 °C sowie 115 °C auf die Schwingfestigkeit der Al-Legierungen EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73 im zeitfesten Bereich. Sowohl für die Konstruktion als auch für die Finite-Elemente-Analyse soll damit ein Mehrwert im Bereich der Bauteilauslegung geschaffen werden. Darüber hinaus kann über die Notwendigkeit von Abhilfemaßnahmen wie Hitzeschutzbleche durch eine valide Datenbasis einfacher entschieden werden.

Dies erfolgt über eine Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit bei verschiedenen, im Betrieb erwarteten erhöhten Temperaturen und einen Vergleich mit Kennwerten bei Raumtemperatur. Auch die Betrachtung des Einflusses der thermischen Belastung über den gesamten Lebenszyklus eines Bauteils ist notwendig und wird in dieser Arbeit durch Auslagerungsversuche mit anschließender Schwingprüfung realisiert. Zur Validierung der ermittelten Ermüdungsdaten werden ausgewählte Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop betrachtet. Mithilfe einer vollumfänglichen Probeneingangskontrolle und anschließender statistischer Analyse soll die Möglichkeit eines Einflusses schwankender Probenqualität auf die Ergebnisse untersucht werden. Um etwaige Gefügeveränderungen durch die Temperaturbeaufschlagung während der Erprobung oder Auslagerung ermitteln zu können, erfolgt die Aufnahme der Mikrostruktur einzelner Proben im Lichtmikroskop.

2 Technische Grundlagen

Um einen Überblick über das Verhalten der Schwingfestigkeit von Al-Werkstoffen bei erhöhter Temperatur zu erlangen, werden im Folgenden die Grundlagen zu deren Temperaturverhalten und Schwingfestigkeit erläutert. Um den Konnex zur Anwendung von Al-Legierungen im Fahrwerk in Hypercars und Motorsportfahrzeugen herzustellen, erfolgt außerdem eine Beschreibung der Funktionen von Al-Komponenten im Fahrwerk sowie deren thermischer Belastung.

2.1 Einfluss von erhöhter Temperatur auf die Festigkeit von Al-Legierungen

Grundsätzlich bewirkt eine Erhöhung der Temperatur bei Al-Werkstoffen eine Abnahme der Festigkeit. Ursache dafür ist die höhere Beweglichkeit von Versetzungen, Fremdatomen und anderen Gitterbaufehlern. Bei erhöhter Temperatur kommt es bei ausscheidungsgehärteten Al-Legierungen zunächst zum Ausscheidungswachstum und anschließend zu Überalterung. Diese führt bei ausreichend langem Halten nach einer möglichen kurzen Zunahme der Festigkeit zu einer Abnahme dieser. Ein Abfall der Festigkeit tritt bei weiterer Temperaturerhöhung durch Erholung ein. Ab Temperaturen oberhalb der Rekristallisationsschwelle kommt es zu einer Kornneubildung, wodurch eine umfassende Entfestigung eintritt. Durch Kornvergrößerung nimmt die Festigkeit bei zunehmender Erwärmung weiter ab. Je nach Werkstoffzusammensetzung und Werkstoffzustand ergeben sich unterschiedliche Festigkeitsabnahmen in den genannten Bereichen. [1]

Im Folgenden wird auf die genannten Vorgänge der thermischen Entfestigung genauer eingegangen. Die Eigenheiten ausscheidungsgehärteter Legierungen, inklusive deren Entfestigung im Zuge der Überalterung, werden in Kapitel 2.1.2 erläutert. Kapitel 2.1.3 beschreibt, wie neben der Temperatur auch die Dauer der Erwärmung das Werkstoffverhalten beeinflusst.

2.1.1 Entfestigung durch Erholung und Rekristallisation

Die Mechanismen der thermischen Entfestigung treten grundsätzlich bei allen Al-Knetwerkstoffen auf, jedoch in unterschiedlicher Ausprägung. Insbesondere bei nicht aushärtbaren und kaltverfestigten Legierungen spielen die in diesem Unterkapitel genannten Effekte eine wichtige Rolle. Einerseits aufgrund deren hoher Versetzungsdichte, deren Abbau ein grundlegender Treiber dieser Prozesse ist und andererseits wegen der Abwesenheit der Ausscheidungshärtung. Unterhalb von Temperaturen, bei denen die

nächstgenannten Mechanismen tragend werden, ist die thermische Belastung bei naturharten Al-Legierungen reversibel. Das bedeutet, dass Festigkeitseigenschaften, die im Anschluss an eine Temperaturbeaufschlagung bei Raumtemperatur gemessen werden, sich von den ursprünglichen Festigkeitswerten nicht unterscheiden. Bei steigender Temperatur und Erwärmungsdauer werden die von der Umformung herrührenden Festigkeitssteigerungen nach und nach irreversibel abgebaut. [1]

- Erholung

Im Zuge der Erholung kommt es insbesondere bei kaltverfestigten Metallen aufgrund deren hoher Versetzungsdichte zu einem Wandern und Neuordnen von Versetzungen. Es kommt dabei zu keiner Neubildung des Gefüges. Aluminium weist nach ausreichender Kaltumformung bereits bei Raumtemperatur Kristallerholung auf. Höhere Temperaturen über 200 °C führen zu einem verstärkten Ablauf und signifikanter Festigkeitsabnahme. [1]

Die geleistete Verformungsarbeit bei der Kaltumformung wird größtenteils in Wärme umgewandelt. Ein geringer Teil der Energie führt als Konsequenz der verursachten Gitterstörung im Material zu einer höheren inneren Energie und demnach zu einer höheren freien Enthalpie. Im Zuge der bei erhöhter Temperatur ablaufenden Erholung treten Reaktionen zwischen Gitterstörungen auf und es kommt zur Annihilation von entgegengesetzten Versetzungen. Die treibende Kraft dieser Prozesse ist eine Reduktion der freien Enthalpie des verformten Werkstoffvolumens. [2]

Neben der Auslöschung entgegengesetzter Versetzungen, der sogenannten Ausheilung, kommt es im Rahmen der Umordnung zur energetisch günstigen Anordnung von Versetzungen in regelmäßigen Reihen. Dadurch werden innerhalb des Kristallits Subkörner gebildet, die als Kleinwinkelkorngrenzen bezeichnet werden. Sie stellen die Vorstufe der Rekristallisation dar. [1]

- Rekristallisation

In stark umgeformten Werkstoffen mit hoher Gitterfehlerdichte führen Erwärmungen zu einer Kornneubildung, der sogenannten Rekristallisation. [1]

Rekristallisation umfasst alle Vorgänge, bei denen neue Kristallkeime gebildet werden und diese auf Kosten des verformten Gefüges wachsen. Sie beschreibt demnach die Entstehung und Wanderung von Großwinkelkorngrenzen. Triebkraft für das Keimwachstum ist dabei die Differenz der gespeicherten Verformungsenergie zwischen den Spannungsfeldern der Versetzungen in den Keimen und den in der verformten Matrix. Die weitere Vergrößerung der Körner in rekristallisierten Bereichen wird durch die relative Abnahme der spezifischen Korngrenzenergie getrieben. Anders als die Erholung laufen Rekristallisationsprozesse nicht bereits bei Erreichen der nötigen Glühtemperatur ab, sondern erst nach einer temperatur-

abhängigen Zeitdauer. [2] Typisches Rekristallisationsglühen erfolgt bei 6xxx- und 7xxx-Legierungen bei etwa 400 °C für 1–3 Stunden durchgeführt, was etwa einer homologen Temperatur von circa 0,4 entspricht. [1]

Das innerhalb rekristallisierter Bereiche auftretende und von Keimen ausgehende stetige Kornwachstum wird als primäre Rekristallisation bezeichnet. Kommt es bei weiterer Temperaturerhöhung, unter der Voraussetzung ausreichend hoher Verformungsgrade, zu einer un stetigen Kornvergrößerung, handelt es sich um sekundäre Rekristallisation. Im Gegensatz zur primären Rekristallisation wachsen hierbei nur wenige rekristallisierte Körner zu Lasten anderer. [1, 2]

Durch Begleitelemente kann die Rekristallisationstemperatur beeinflusst werden, indem durch Fremdatome oder Ausscheidungen eine Behinderung der Bewegung von Rekristallisationsfronten bzw. Korngrenzen erfolgt. Für Al-Legierungen gelten Elemente wie Mn, Cr, Ti, V, Zr oder Fe als rekristallisationshemmend. [1] Die Atomradien dieser Elemente weichen von dem von Al deutlich ab. Folglich diffundieren sie langsamer. Abbildung 1 zeigt eine Übersicht über die Diffusionskoeffizienten verschiedener Legierungselemente. [3]

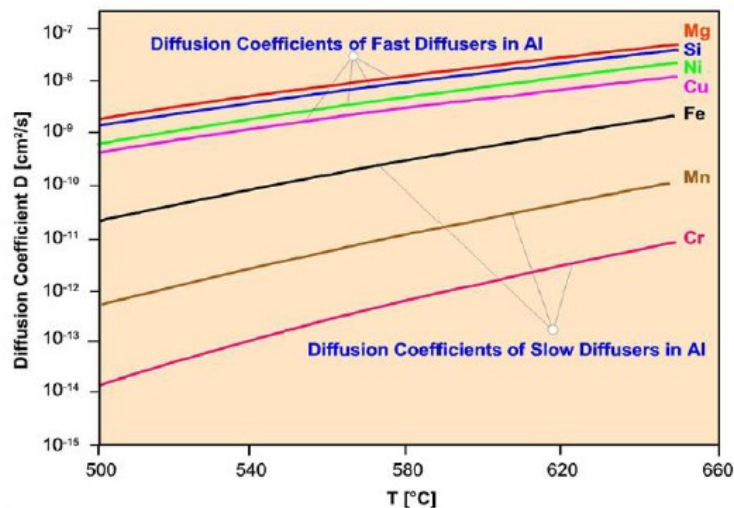


Abbildung 1: Diffusionskoeffizienten verschiedener Legierungselemente in Al in Abhängigkeit der Temperatur. Während schnell diffundierende Legierungselemente wie Mg, Si oder Cu kürzere Erwärmungsdauern für einen bestimmten Diffusionsweg benötigen, sind bei Elementen wie Fe, Mn oder Cr längere Zeiten vonnöten. [3]

In Untersuchungen von Du et al. wurden die Diffusionskoeffizienten zahlreicher Legierungselemente in kubisch-flächenzentriertem Al erhoben, gesammelt und verglichen. Sie bestätigen die zuvor genannten Erkenntnisse und zeigen folgende Unterscheidung: Si, Mg, Zn und Cu diffundieren in ähnlichem Ausmaß relativ schnell. V, Cr, Mn und Fe hingegen um ein Vielfaches langsamer. [4]

2.1.2 Entfestigung durch Überalterung

Im Gegensatz zu naturharten Al-Legierungen kommt es bei aushärtbaren Varianten vor allem durch die temperatur- und zeitinduzierte Weiterentwicklung der Ausscheidungen zu irreversiblen Änderungen der Festigkeit. Diese bestehen auch bei anschließender Abkühlung auf Raumtemperatur weiter. Bis in die Nähe der Warmauslagerungstemperatur treten in der Regel keine signifikanten Veränderungen auf. Darüber setzt sich die Aushärtung an der Stelle fort, an der bei der Herstellung die Unterbrechung erfolgt hat. Je nach Herstellungszustand kann die Festigkeit zunächst noch weiter ansteigen, bevor sie im Zuge der Überalterung abnimmt. [1]

Die in Kapitel 2.1.1 beschriebenen Mechanismen wirken auch bei ausgehärteten Legierungen, jedoch aufgrund deren geringerer Versetzungsdichte in abgeschwächter Form. Die Anwendungsgrenze wird deshalb bei ausgehärteten Al-Legierungen nicht primär durch das Eintreten von Erholungs- sowie Rekristallisationsprozessen bestimmt, sondern durch die Kombination von Temperatur und Erwärmungsdauer, die eine irreversible Entfestigung durch Überalterung hervorruft. [1]

Im Folgenden werden zunächst die Teilchenstruktur und die resultierende Verfestigung in Relation gesetzt und in weiterer Folge – für das Verständnis der Überalterung – die Grundlagen der Warmauslagerung vorgestellt.

- Zusammenhang von Ausscheidungsmorphologie und Verfestigung

Um einen höchstmöglichen Festigkeitsanstieg durch Teilchenhärtung zu erreichen, der aus der Behinderung des Versetzungsgleitens resultiert, haben zwei Faktoren hohen Einfluss. Erstens ist dies die Größe der Ausscheidung. Abhängig davon werden diese entweder unter Erzeugung einer Antiphasengrenze geschnitten oder unter Hinterlassung eines Versetzungsringes mithilfe des Orowan-Mechanismus umgangen. Da sich grundsätzlich jener Übergangsmechanismus durchsetzt, für den die geringere zusätzliche Spannung aufgebracht werden muss, ergibt sich der größte Festigkeitsgewinn bei jenem Teilchendurchmesser, bei dem die Wahrscheinlichkeit für beide Mechanismen gleich hoch ist. Dieser Durchmesser wird als kritischer Durchmesser bezeichnet. [1, 2]

Zweitens ist die Art der Phasengrenze zwischen Ausscheidung und Matrix von Bedeutung. Abhängig von der Möglichkeit der Anpassung zum Matrixgitter ergeben sich kohärente, teilkohärente oder inkohärente Grenzflächen, die unterschiedlich hohe Gitterverspannungen bewirken. Kohärente Grenzflächen verursachen die höchste Verspannung, was dazu führt, dass Versetzungsgleiten durch ein starkes Spannungsfeld behindert wird. Daraus ergibt sich ein starker Anstieg der Festigkeit. Bei teilkohärenten Grenzflächen ist dieser Effekt geringer, inkohärente Grenzflächen resultieren in nahezu keinem Spannungsfeld. [1]

- Warmauslagerung

Im Zuge der Auslagerung wird der aus dem vorangegangenen Lösungsglühen und dem anschließenden Abschrecken resultierende Übersättigungszustand durch Entmischung abgebaut. Nachdem sich Legierungselemente zunächst ohne Struktur zu Clustern angehäuft haben, bewirken Temperatur und Zeit bei der Warmauslagerung die Ausbildung feiner, metastabiler Ausscheidungen. Dabei handelt es sich zunächst um kohärente GP(II)-Zonen und teilkohärente, metastabile Phasen. Abhängig von Temperatur und Zeit nähern sich diese Ausscheidungen stufenweise ihren Gleichgewichtsphasen an. Abgesehen von weiteren Parametern bei der Warmauslagerung, wie den Bedingungen beim Abschrecken oder der Dauer der Zwischenlagerung bei Raumtemperatur, läuft die Ausscheidungsfolge grundsätzlich folgendermaßen ab:

*$\alpha_{\text{übersättigt}}$ → Cluster → kohärente GP(II)-Zonen →
teilkohärente, metastabile Phase → inkohärente Gleichgewichtsphase*

Verschiedene Legierungssysteme weisen unterschiedliche Entwicklungen im Rahmen der Warmauslagerung auf. Festigkeitsmaxima werden dabei bei unterschiedlichen Temperaturen, Zeiten und Phasen der Ausscheidungssequenz erreicht. Höhere Temperaturen und längere Zeiten führen jeweils zu einer Überalterung. Im metastabilen Zustand kommt es hier durch Diffusion der Fremdatome zum Teilchenwachstum über die kritische Größe hinaus und zum Verlust der Kohärenz. Daraus resultiert eine Abnahme der Festigkeit und eine Entwicklung gemäß der dargestellten Ausscheidungsfolge in Richtung eines stabilen und durch das Zustandsdiagramm beschriebenen Gleichgewichtszustands. [1, 2]

Entsprechend der beschriebenen Ausscheidungsfolge sind im Rahmen der Auslagerungsparameter verschiedene Einstellungen des Gefüges möglich. Im Bereich lösungsgeglühter und warmausgelagerter Al-Knetwerkstoffe sind die Wärmebehandlungszustände T6 und T7 typisch. Per Definition erfolgt bei T6 im Anschluss an das Lösungsglühen und Abschrecken eine vollständige Warmauslagerung. T7 beschreibt den gleichen Ablauf, lediglich mit längerer bzw. höherer Warmauslagerung, sodass eine Überhärtung (Überalterung) erreicht wird. [5]

Die eingestellte Ausscheidungsgröße im Zustand T6 entspricht etwa der kritischen Größe und damit der maximalen Verfestigung. Erreicht der Werkstoff anschließend nochmals eine Temperatur nahe der Auslagerungstemperatur, setzt sich die Ausscheidungsevolution fort. Während zwar kurzzeitig noch eine geringfügige Verfestigung erreicht werden kann, nimmt die Festigkeit mit zunehmender Erwärmungsdauer aufgrund von Ausscheidungswachstum und Abbau von Kohärenzspannungen ab. Hierbei werden diverse Untervarianten des T7-

Zustandes wie T79, T76 sowie T74 durchlaufen. Schlussendlich wird im Zuge dieser Überalterung der stabile Zustand T73 erreicht. [1, 5]

In der vorliegenden Arbeit kommen bei der Al-Mg-Si-Legierung EN AW-6082 Proben im Wärmebehandlungszustand T6 zur Anwendung, da dieser neben der höchsten Festigkeit auch gute Korrosionseigenschaften aufweist. Bei EN AW-7075 ist die Wahl auf den Wärmebehandlungszustand T73 gefallen. Die überalterte Variante hat eine geringere Festigkeit, jedoch ist in diesem Zustand die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion deutlich besser als im T6-Zustand. [5]

2.1.3 Einfluss der Erwärmungsdauer

Im Gegensatz zur Ermittlung von Festigkeitswerten bei Raumtemperatur hat die Zeitdauer bei erhöhter Temperatur einen nennenswerten Einfluss. Dies ist auf zwei Ursachen zurückzuführen. Erstens können erhöhte Temperaturen bleibende Veränderungen des Gefügestandes von kaltverfestigten und ausscheidungsgehärteten Al-Werkstoffen bewirken, die allgemein zu einer irreversiblen Festigkeitsabnahme führen, die auch nach Abkühlung auf Raumtemperatur feststellbar ist. Abhängig von der Dauer der Erwärmung nehmen die Kennwerte mehr oder weniger stark ab. Dies ist beispielhaft in Abbildung 2 anhand der warmausgehärteten Knetlegierung EN AW-6082 dargestellt. Während bei 75 °C und 100 °C ein leichter Festigkeitsanstieg nach etwa 30 Tagen erkennbar ist, beginnt sie bei 130 °C bei dieser Auslagerungsdauer abzufallen. Bei 160 °C nehmen Streckgrenze und Zugfestigkeit bereits nach 6–12 Stunden ab. [1]

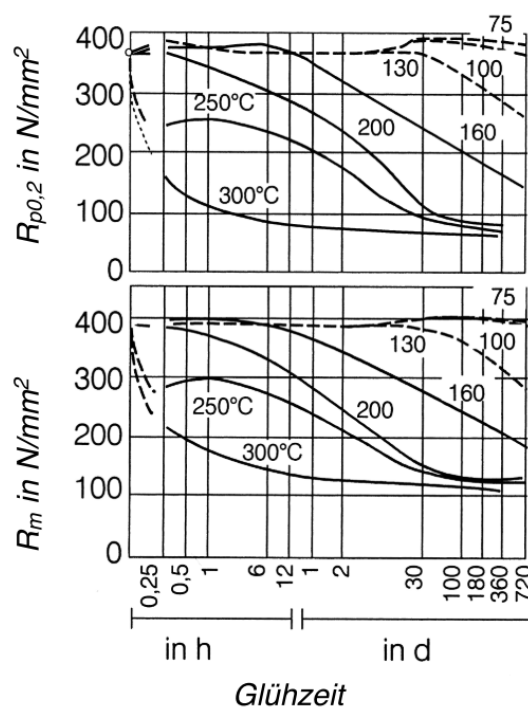


Abbildung 2: Einfluss einer zeitweiligen Erwärmung auf die Festigkeitseigenschaften bei 20 °C der Al-Legierung EN AW-6082 im warmausgehärteten Zustand [1]

Zweitens kann es durch Kriechvorgänge bei höheren Temperaturen am Werkstoff zu langsamer, zeitabhängiger Verformung kommen. Dabei spielen Temperatur, Spannung und Belastungsgeschwindigkeit eine Rolle. [1] Aufgrund des vergleichsweise niedrigen Schmelzpunkts von Aluminium, erlangt Kriechen bereits bei Temperaturen zwischen 200–300 °C merklich Einfluss. Da die Verfestigungsmechanismen Kaltverfestigung und Ausscheidungshärtung bei den genannten Temperaturen aufgrund von Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen keinen signifikanten Einfluss mehr haben, liegen ab Temperaturen von etwa 300 °C die Festigkeiten höherfester Al-Werkstoffe sowie reinen Aluminiums in einem ähnlichen Bereich. [6]

Um Kenntnis über die Möglichkeit und das Ausmaß einer irreversiblen Zustandsänderung zu erhalten, muss nach vorübergehender Erwärmung eine Prüfung bei Raumtemperatur durchgeführt werden. Sofern sich die Materialeigenschaften durch eine solche Erwärmung nicht bleibend verändern, gilt der Werkstoff als thermisch stabil. Eine solche Stabilität liegt innerhalb eines bestimmten Bereichs der Temperatur-Erwärmungsdauer vor, der je nach Al-Legierung unterschiedlich ist. Um die Grenzen eines solchen Temperatur-Erwärmungsdauer-Bereichs ermitteln zu können, müssen Warmauslagerungsversuche mit anschließender Prüfung bei Raumtemperatur durchgeführt werden. [1]

Als Alternative stehen rechnerische Näherungen wie die Larson-Miller-Beziehung zu Verfügung. Diese gibt die Möglichkeit, thermisch induzierte Vorgänge in Werkstoffen über einen Temperatur-Zeit-Zusammenhang universell zu betrachten. Über den Larson-Miller-Parameter (LMP) wird dabei ein Maß für die thermische Belastung erzielt: [7]

$$\text{LMP} = T \cdot (\log(t) + C) \quad (1)$$

T..... Temperatur [K]

t..... Erwärmungsdauer [h]

C Materialkonstante [-], meist mit 20 angegeben

Die Anwendung dieser Temperatur-Zeit-Korrelation auf Daten von Abbildung 2 ist in Tabelle 1 dargestellt. Darin werden die Erwärmungszeiten abgebildet, bei denen die Streckgrenze $R_{p0,2}$ der Al-Legierung EN AW-6082 bei verschiedenen Temperaturen irreversibel abzunehmen beginnt. Der Larson-Miller-Parameter liegt dabei in allen Fällen bei oder knapp über 9000.

Tabelle 1: Vergleich der Larson-Miller-Parameter, die den Beginn der irreversiblen Abnahme der der Streckgrenze $R_{p0,2}$ von EN AW-6082 anhand der Daten von Abbildung 2 beschreiben

T [°C]	Glühzeit [h]	LMP [-]
130	696	9206
160	6	8997
200	0,25	9175

2.2 Schwingfestigkeit von Al-Legierungen

Während Werkstoffe bei statischen Belastungen erst bei Überschreiten der Zugfestigkeit versagen bzw. sich erst bei Verlassen des linear-elastischen Bereichs plastisch verformen, kann bei wechselnder oder schwellender Belastung bereits bei elastischen Beanspruchungen unterhalb der makroskopischen Fließgrenze Materialversagen eintreten. Die Lebensdauer eines Bauteils lässt sich dabei über die Höhe der Beanspruchungsamplitude bestimmen. Mit zunehmender Amplitude nimmt die Anzahl der ertragbaren Lastwechsel bis zum Versagensfall ab. Um Berechnungen von Lebensdauern von Komponenten durchführen zu können, ist neben einer genauen Festlegung der Betriebsbeanspruchungen eine Angabe der Lebensdauer in Zyklen in Abhängigkeit der Beanspruchungshöhe und -art erforderlich. Dazu finden sogenannte Wöhlerkurven Verwendung, die an Proben oder Bauteilen ermittelt und spannungs- oder dehnungskontrolliert aufgenommen werden können. Benannt sind diese nach August Wöhler, dem Pionier der Schwingfestigkeitsprüfung im Eisenbahnwesen. [5]

2.2.1 Verhalten der Spannungs-Wöhlerkurve bei Al-Legierungen

Neben der dehnungskontrollierten Wöhlerkurve und der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve ist die Spannungs-Wöhlerkurve (S-N-Kurve) eine Möglichkeit der Quantifizierung der Schwingfestigkeit. Sie stellt die Abhängigkeit der Lastspielzahl zum Zeitpunkt des Anrisses N_A von der Spannungsamplitude σ_a dar. Die Einteilung erfolgt in drei Teilbereiche:

- Kurzzeitfestigkeit (bis 10^4 Lastwechsel)
- Zeitfestigkeit (10^4 bis 10^6 Lastwechsel)
- Langzeitfestigkeit (frühere „Dauerfestigkeit“, über 10^6 Lastwechsel)

Durch doppelt logarithmische Koordinatenauftragung ergibt sich im Bereich der Zeitfestigkeit ein annähernd geradliniger Verlauf der Wöhlerkurve mit der Steigung $1/k$, wodurch eine rechnerische Betrachtung vereinfacht wird. Bei konstantem Spannungsverhältnis R kann die Zeitfestigkeitsgerade anhand der Basquin-Gleichung dargestellt werden: [8]

$$N = N_k \cdot (\sigma_a / \sigma_{Nk})^{-k} \quad (2)$$

N Schwingspielzahl eines Wertepaares auf der Zeitfestigkeitsgeraden [-]

N_k Schwingspielzahl am Abknickpunkt [-]

σ_a Spannungsamplitude des Wertepaares auf der Zeitfestigkeitsgeraden [MPa]

σ_{Nk} Spannungsamplitude am Abknickpunkt [MPa]

k Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden [-]

Für die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden k geben verschiedene Richtlinien unterschiedliche Werte an. Im Eurocode EC9, der Normen für die Bemessung und Konstruktion von Al-Bauteilen liefert, wird $k = -7$ für alle Al-Knetlegierungen angenommen [5]. In der FKM-Richtlinie für den rechnerischen Festigkeitsnachweis von Maschinenbauteilen vom Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. liegt der Richtwert für k bei -5 . [9]

In Abbildung 3 sind die Definitionen und Kenngrößen der normierten Wöhlerkurve dargestellt, die als Voraussetzung für eine Aufnahme in Berechnungsregelwerke angesehen wird. Bei rechnerischen Schwingfestigkeitsnachweisen kommt ab $5 \cdot 10^6$ Lastwechseln eine definierte Langzeitfestigkeit zur Anwendung, obwohl Al-Legierungen grundsätzlich keine ausgeprägte Langzeitfestigkeit aufweisen. Die veraltete Vorstellung, dass bei Belastungen unterhalb von σ_D keine Werkstoffschädigung auftritt, entspricht nicht mehr dem Stand der Forschung. Nach dem aktuellen Verständnis sorgen derartige Beanspruchungen für Risse oder rissähnliche Defekte, die aufgrund von Korngrenzen oder anderen Gefügebestandteilen blockiert werden und kein Versagen eintritt. Wie in Abbildung 3 anhand der strichlierten Linie erkennbar, lässt sich für Betriebsfestigkeitsberechnungen deshalb die Zeitfestigkeitsgerade bis 10^8 Lastwechsel mit einer geringeren Steigung k_2 verlängern. k_2 beziffert das Forschungskuratorium Maschinenbau mit 15 . [5, 9]

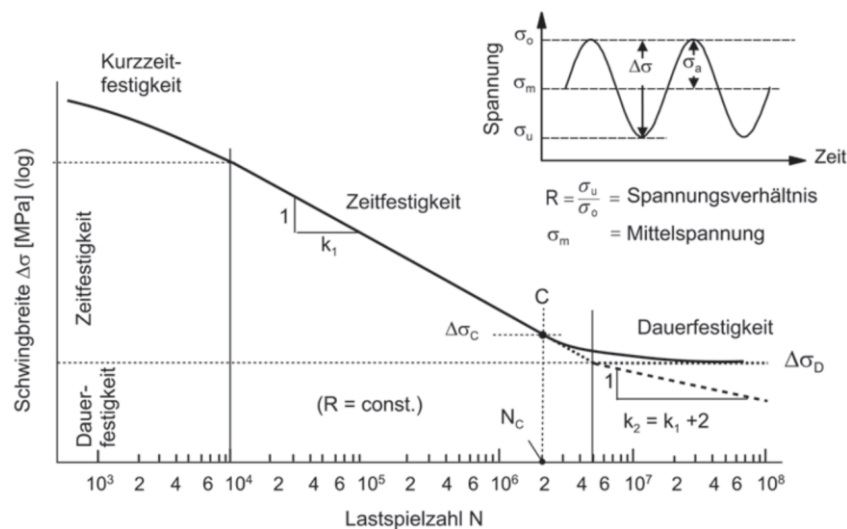


Abbildung 3: Kenngrößen der Schwingfestigkeit in der normierten Spannungs-Wöhlerkurve [5]

Die experimentelle Ermittlung von Schwingfestigkeitsdaten ist aufgrund von natürlichen und metallurgischen Unterschieden starken Streuungen unterworfen. Damit eine zuverlässige Lebensdauerberechnung erfolgen kann, muss auf Basis einer ausreichend hohen Probenzahl eine statistische Auswertung möglich sein, die neben der mittleren Überlebenswahrscheinlichkeit, $P_{\bar{0}} = 50 \%$, auch eine sicherere Grenze, beispielsweise $P_{\bar{0}} = 90 \%$ ermittelt. [5]

2.2.2 Schädigungsverhalten und -mechanismen

Das oftmals als „Materialermüdung“ bzw. im Englischen als „fatigue“ bezeichnete Verhalten hat ihren Ursprung in lokalisierten plastischen Ereignissen im oberflächennahen Bereich, die in der Ausbildung eines anfangs mikroskopischen Anrisses resultieren. Somit betrifft die Schädigung lediglich die unmittelbare Randzone und der Großteil des Materialvolumens in der Kernzone erfährt keine Beeinflussung. Aus diesem Grund liegt auf oberflächennahen Ereignissen, die lokale Überbeanspruchung begünstigen oder direkt zu Rissbildung führen, besonderes Augenmerk. [5]

Der Vorgang des Schwingversagens umfasst drei Stadien: Anrissbildung (I), stabile Risserweiterung (II) und folgend den Restbruch (III). Während in Stadium I die Orientierung der Risslagen durch die primären Gleitsysteme des Materials bestimmt wird, verläuft der Riss in Stadium II vorwiegend senkrecht zur Richtung der Hauptnormalspannung. [5]

Bei zyklischer Verformung erfahren Versetzungen in ausscheidungsgehärtete Al-Legierungen neben Reaktionen mit anderen Versetzungen und mit Punktfehlern zusätzlich Versetzungsreaktionen mit den ausgeschiedenen Phasen. Das Verhalten ändert sich deshalb mit dem Ausscheidungszustand. [5]

Die Anrissbildung ist die Konsequenz einer Ermüdungsschädigung, die aus zyklischer Belastung hervorgeht und damit einsetzt, dass günstig orientierte Gleitebenen für Versetzungsgleiten aktiviert werden. Aufgrund der partiellen Verformungsbehinderung an der freien Oberfläche finden diese Gleitvorgänge verstärkt dort statt. Durch die von der Wechselbeanspruchung hervorgerufene abwechselnde Hin- und Herbewegung der Versetzungen kommt es in den Oberflächenbereichen zu verstärkter Versetzungsreaktion und -ansammlung. Dies führt zu Aufstauungen von Versetzungen vor Hindernissen im Gefüge. In niedrig- und unlegierten Al-Werkstoffen umgehen Versetzungen diese Hindernisse mittels Quergleiten und es kommt zur Ausbildung einer Versetzungszellstruktur. Da durch die Verringerung der Stapelfehlerenergie, das Schneiden kohärenter Ausscheidungen und das Blockieren von Versetzungen durch Legierungsatome eine Behinderung des Quergleitens erfolgt, ist das Gleitverhalten in ausscheidungsgehärteten Legierungen quasi-planar. Dadurch verzögert sich die Versetzungszellbildung. Infolge der Dehnungsumkehr werden kohärente Ausscheidungen wiederholt geschnitten und dadurch rückgebildet. Der Gleitwiderstand nimmt ab und Versetzungsreaktionen nehmen zu. Durch zyklisches Hin- und Hergleiten von Versetzungen in aktivierten Bereichen steigt die Versetzungsdichte. In Folge der dadurch hervorgerufenen lokalen Verfestigung setzen Gleitvorgänge in benachbarten Ebenen ein. So bilden sich in Körnern des polykristallinen Gefüges Gleitbänder hoher Versetzungsdichte, die als persistente Gleitbänder bezeichnet werden. Persistente Gleitbänder können mehrere Mikrometer dick werden. Die Versetzungsstruktur von persistenten Gleitbändern kann als „leiternartige Anordnung

paralleler Zellwände“ [5] beschrieben werden. Innerhalb der Zellen ist die Versetzungsanordnung willkürlich. Die Verformung findet nahezu ausschließlich in persistenten Gleitbändern statt, das umgebende Gefüge weist dagegen kaum Veränderungen auf. In persistenten Gleitbändern laufen anschließend an die beschriebenen zyklischen Verfestigungsprozesse Entfestigungen ab. In der äußeren Kornlage treten sie an die Oberfläche, wo sie Extrusionen und Intrusionen verursachen. Sowohl im Kurzzeit- als auch im Langzeitfestigkeitsbereich geht die Anrissbildung und -ausbreitung von persistenten Gleitbändern aus. [5, 10]

Dieser Übergang zum kristallographisch orientierten Anriss ist noch nicht hinreichend erforscht und wird durch diverse Modelle zu beschreiben versucht. Diese beruhen auf Abgleitungsfolgen in oberflächlich liegenden Gleitebenen, auf der Wirkung erhöhter Spannungskonzentrationen durch die als Kerben wirkende Gleitbandintrusionen oder auf der Schwächung von Gleitebenen an der Kornoberfläche durch reaktive Atmosphärenbestandteile. [5]

2.2.3 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit

Folgende Faktoren haben signifikanten Einfluss auf die Schwingfestigkeit: Werkstoffzustand, Art der Beanspruchung, Spannungsspitzen durch Kerbwirkung, Zustand der Oberfläche, der Umgebung und die Temperatur. Die im Zuge dieser Arbeit relevanten Faktoren werden im Folgenden beleuchtet.

- Aushärtungszustand

Die Aushärtung von Al-Legierungen bewirkt eine Erhöhung der Schwingfestigkeit bzw. der Langzeitfestigkeit. In Relation zur ebenso stattfindenden Steigerung statischer Festigkeitswerte, wie der Zugfestigkeit und der Dehngrenze, ist das Ausmaß aber geringer. Aushärtbare Legierungen haben somit ein geringeres Langzeitfestigkeitsverhältnis $\sigma_a : R_m$ als nichtaushärtbare Varianten. [1] Weiters zeigen teil- oder kaltausgehärtete Zustände ein höheres Langzeitfestigkeitsverhältnis als vollausgehärtete. [5]

Verschiedene Aushärtungszustände beeinflussen, abhängig vom Grad der Kohärenz, das zyklische Schwingfestigkeitsverhalten unterschiedlich. Grund ist die vom Zustand abhängige Verteilung und Feinheit der ausgebildeten persistenten Gleitbänder und deren Entfestigungsverhalten. Die im warmausgehärteten T6-Zustand entwickelten Gleitbänder sind gröber als in teilausgehärteten Zuständen wie zum Beispiel T4, haben eine höhere Versetzungsdichte und führen deshalb frühzeitiger zu plastischer Instabilität in den Gleitbändern. Diese resultiert letztlich in einer Anrissbildung. Für EN AW-6082 liegt das Langzeitfestigkeitsverhältnis im teilausgehärteten T64-Zustand bei circa 0,4, im maximal warmausgehärteten T66-Zustand bei etwa 0,3. Im überalterten T7-Zustand geht die

Ausscheidungskohärenz verloren. Der Übersättigungsgrad der Matrix an gelösten Legierungselementen ist deutlich niedriger. Für diesen Zustand liegen Erklärungen sowohl für Verbesserungen als auch für Verschlechterungen der Schwingfestigkeit vor. Um den Zusammenhang zwischen Aushärtungsgrad und Ermüdung herzustellen, reichen Beschreibungen auf Basis der Versetzungsmechanismen allerdings nicht aus, da der gesamte Gefügestand inklusive Korngröße berücksichtigt werden muss. [5]

Der ausgehärtete Werkstoffzustand führt außerdem zu einer anderen Erscheinungsform der Wöhlerkurve. Während nichtaushärtende Legierungen ab etwa 10^6 Lastspielen einen horizontalen Verlauf zeigen, flacht die Kurve ausscheidungsgehärteter Legierungen in diesem Bereich zwar ab, läuft aber erst oberhalb von 10^8 Lastspielen waagrecht. Proben, die bis in den Langzeitschwingbereich geprüft worden sind und nicht versagt haben, gelten als trainiert. Das heißt, sie erreichen bei erneuter Prüfung höhere Lastspielzahlen als nicht vorbeanspruchte Proben. [1]

- Beanspruchungsart

Bei der Beurteilung von Ergebnissen aus Schwingversuchen müssen die Beanspruchungsart – Zug/Druck-, Wechselbiege- oder Umlaufbiegebeanspruchung – und die Lage der Mittelspannung σ_M berücksichtigt werden. Dabei gilt die Annahme, dass bei reiner Wechselbeanspruchung mit einer Mittelspannung $\sigma_M = 0$ MPa der ertragbare Ausschlag σ_a am höchsten ist. Häufig erhöhen Mittelspannungen im Druckbereich die Anzahl der ertragbaren Lastzyklen. [1, 5] Wöhlerkurven für den Al-Werkstoff EN AW-7075 bestätigen den Trend, dass Druckspannungen positive Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit haben. [11]

- Temperatur

Ähnlich wie bei der Abnahme statischer Festigkeitskennwerte bewirken erhöhte Temperaturen eine Abnahme der Schwingfestigkeit. Zusätzlich kommt bei hinreichender Prüfdauer bei ausscheidungsgehärteten Al-Legierungen der Effekt der Überalterung hinzu. Signifikante Einflüsse sind dadurch erst bei Temperaturen nahe der Warmauslagerungstemperatur zu erwarten. [1] Eine Erläuterung der Unterteilung in reversible und irreversible Festigkeitsabnahmen ist in Kapitel 2.1.3 erfolgt.

Der Temperatureinfluss auf die Schwingfestigkeit ist eine Folge des Temperatureinflusses auf diverse Schädigungsprozesse wie die Bildung und Migration von Gleitbändern, Mikrorissen oder Kavitäten an Korngrenzen und Oxidation an oberflächlichen Extrusionen und Intrusionen. [10]

Garb et al. ermittelten den Einfluss von erhöhten Temperaturen auf die Schwingfestigkeit der Gusslegierung AlSi8Cu3 unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$). Die

Unterscheidung findet dabei zwischen aus Zylinderköpfen entnommenen Proben im nicht vollständig warmausgehärteten T5-Zustand und vollausgehärteten T6-Proben aus Kurbelgehäusen statt. Verglichen mit Raumtemperatur, nimmt die ertragbare Lastamplitude bei 150 °C Prüftemperatur bei einer Grenzschwingspielzahl von 10^7 im T5-Zustand um 25 % ab. Im vollausgehärteten T6-Zustand beträgt die Reduktion nur 2 bzw. 7 %. Der signifikante Unterschied im Falle der Probe im Zustand T5 ist dabei auf eine teilweise Änderung des Schädigungsmechanismus zurückzuführen. Während bei Raumtemperatur das Versagen noch gänzlich durch Mikroporen verursacht wurde, waren es bei 150 °C zu 46 % durch Gleitbänder induzierte Schädigungen. Die in Abbildung 4 ersichtliche geringe Abnahme von 2 % ist auf die großen Mikroporen zurückzuführen, die sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 150 °C das Versagen auslösen. [12]

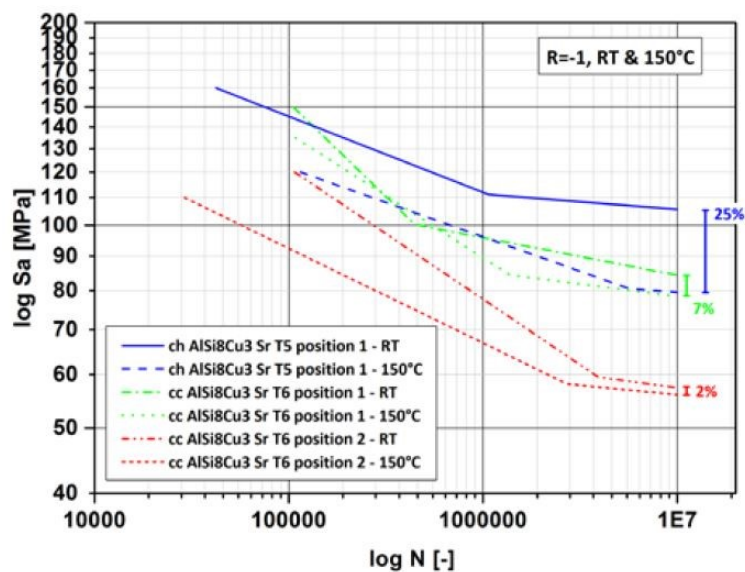


Abbildung 4: Spannungs-Wöhlerlinie von AlSi8Cu3 bei Raumtemperatur bzw. 150 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$. Die Daten der blauen Wöhlerlinien stammen von Proben aus Zylinderköpfen im T5-Wärmebehandlungszustand. Die grünen und roten Linien aus verschiedenen Positionen des Kurbelgehäuses im Zustand T6. [12]

Untersuchungen von Srivatsan et al. deuten im Bereich der Kurzzeitfestigkeit auf eine Abnahme der ertragbaren Schwingbelastung bei Temperaturerhöhung von Raumtemperatur auf 100 °C um 5–15 % sowohl bei EN AW-7055-T7 als auch bei EN AW-6061-T651 hin. Bei 150 °C beträgt die Abnahme für die 6xxx-Legierung 15–20 %. In Abbildung 5 ist die Abnahme der ertragbaren Schwingungsamplitude über die Lebensdauer für weitere Al-Legierung dargestellt. Die Grenzlastspielzahl N_f liegt dabei bei etwa 10^3 Lastwechseln. Die Erprobung ist unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$) in L-Richtung durchgeführt worden. Die beiden genannten Al-Werkstoffe ähneln in ihrer chemischen Zusammensetzung jeweils dem untersuchten Al-Werkstoff im gleichen Legierungssystem. Signifikante

Unterschiede in EN AW-6061-T651 sind die etwa halb so hohen Gehalte an Silizium (0,6 Massen-%) und Mangan (0,28 Massen-%) verglichen mit EN AW-6082-T6. [13, 14]

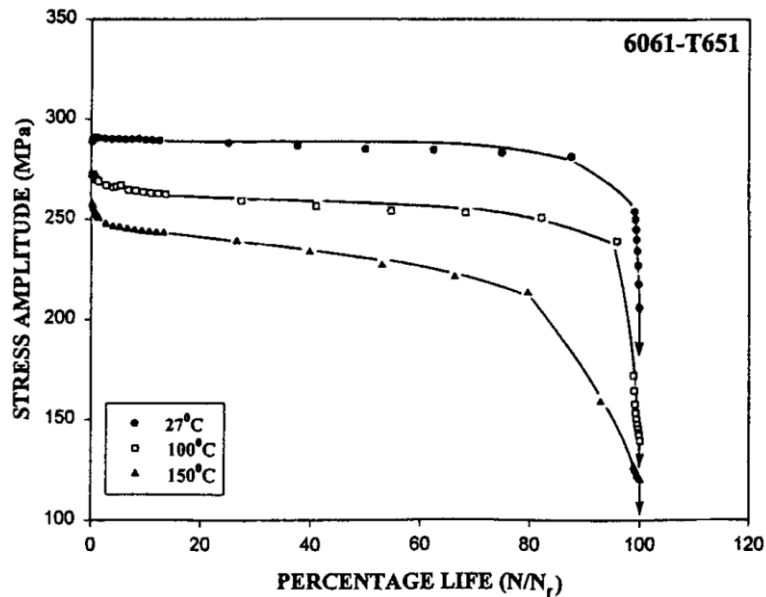


Abbildung 5: Einfluss der Prüftemperatur auf die Schwingfestigkeit bei EN AW-6061-T651. Die Abnahme der ertragbaren Spannungsamplitude von Raumtemperatur auf 100 °C beträgt rund 10 %. [14]

Im folgenden Kapitel wird auf die Abschätzung des Temperatureinflusses laut FKM-Richtlinie eingegangen.

2.2.4 Rechnerische Abschätzung der Schwingfestigkeit

Die FKM-Richtlinie für den rechnerischen Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile liefert Richtwerte für die Ermüdungsfestigkeit unter bestimmten Voraussetzungen. Für verschiedene Werkstoffe unter Wechselbeanspruchung gilt folgender Zusammenhang: [9]

$$\sigma_{w,zd,T} = R_m * f_{w,\sigma} * K_{T,D} \quad (3)$$

$\sigma_{w,zd,T}$ Prognostizierte Zug-Druck-Wechselfestigkeit bei $N = 10^6$ [MPa]

R_m Zugfestigkeit [MPa]

$f_{w,\sigma}$ Zug-Druck-Wechselfestigkeitsfaktor [-]

$K_{T,D}$ Temperaturfaktor [-]

Dabei liegt der Zug-Druck-Wechselfestigkeitsfaktor für Al-Knetwerkstoffe für 10^6 Lastwechsel bei 0,3. Die in Kapitel 2.2.3 erwähnte niedrigere Langzeitfestigkeitsverhältnis bei aushärtbaren Al-Legierungen findet in der FKM-Richtlinie demnach keine Berücksichtigung. Der Temperaturfaktor hat laut Richtlinie im Bereich 50–200 °C Gültigkeit und lässt sich folgendermaßen berechnen: [9]

$$K_{T,D} = 1 - 1,2 * 10^{-3} * (T - 50) \quad (4)$$

$K_{T,D}$ Temperaturfaktor [-]

T..... Temperatur [°C]

Mithilfe der Gleichungen (3) und (4) kann somit bei bekannter Zugfestigkeit eine Abschätzung der Schwingfestigkeit sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen erfolgen.

2.3 Al-Fahrwerkskomponenten in Rennfahrzeugen und Hypercars

Unter allen bedeutenden Absatzmärkten für Al-Werkstoffe gilt der Automobilsektor als derjenige mit dem höchsten Entwicklungspotential, sowohl im Bereich der Technologien als auch des Bedarfs. Vor allem in der Sportfahrzeugbranche finden Al-Komponenten Anwendung. Primärer Hintergrund ist dabei die Reduktion von Fahrzeuggewichten, wodurch Fahreigenschaften verbessert und – unabhängig von der Antriebstechnologie – der Energiebedarf verringert werden. [5]

Als Leichtbauwerkstoffe finden Al-Legierungen neben den Bereichen Motor und Karosserie auch im Fahrwerk Anwendung. Für diverse Bauteile werden hier die Standardlegierung EN AW-6082-T6 verwendet. Höherfeste 7xxx-Legierungen kommen im T6-Zustand aufgrund ihrer Korrosionsneigung lediglich im Motorsport zum Einsatz. Dies lässt sich durch die kurzen Serviceintervalle und die Auslegung der Bauteile im Bereich der Zeitfestigkeit erreichen. Im überalterten Zustand können die Risiken der Korrosion auf Kosten der Festigkeit umgangen werden, wodurch die Legierung EN AW-7075-T73 ein potenzieller Werkstoff für Straßenanwendungen werden könnte. [5, 15]

Die im folgenden erläuterte Doppelquerlenkerachse ist die wichtigste Bauform von Achsen für Rennfahrzeuge und Hypercars. Komponenten der Pankl Racing Systems AG finden primär darin Anwendung. [15]

2.3.1 Doppelquerlenkerachse

In den meisten Rennfahrzeugen und Sportwagen ist die Doppelquerlenkeraufhängung die dominante Achsenbauform, sowohl für die Vorder- und Hinterachse. Auch in Oberklasse-Limousinen oder SUV findet sie oftmals Anwendung. [16] Sie ermöglicht sowohl in der Konstruktion als auch in der nachträglichen Setupeinstellung die größten Freiheiten und findet für angetriebene und nichtangetriebene Achsen Einsatz. Bei Verwendung eines Druck- bzw. Zugstabes kommt die Doppelquerlenkerachse unter allen Bauformen dem Ziel am nächsten, bewegte Massen trotz großer Spurweite so gering wie möglich zu halten, das heißt entfernt stehende Räder mit dem Fahrzeugumpf mit möglichst geringer Masse zu verbinden. Der Nachteil dieser Bauform, viel Platz zu beanspruchen, spielt bei Rennfahrzeugen keine Rolle. Bei Serienfahrzeugen kommt diese Bauform aufgrund der nötigen Unterbringung von Passagieren und Gepäck, wenn überhaupt nur mit einer Feder/Dämpfereinheit infrage. Auf diese Variante erfolgt hier kein näherer Eingang. Bei Verwendung eines Zug- oder Druckstabes ist die Ausführung mit sogenannter kurzer Lenkachse zu wählen, bei der beide Querlenkergelenke nahe der Radmitte angebracht sind.

Alternativ kann das obere Kugelgelenk oberhalb des Reifens an dem Feder- und Dämpferbein angebracht werden. Es handelt sich dann um eine lange Lenkachse. [16–18]

Abbildung 6 stellt den prinzipiellen Aufbau der beschriebenen Achse dar. Radträger und Wagenkasten sind über den oberen und unteren Querlenker und die Spurstange verbunden. Die Spurstange kann beweglich sein und in Verbindung mit einem Lenkgetriebe ein Lenken ermöglichen. Nicht in Abbildung 6 enthalten ist die zusätzlich notwendige Gelenkwelle, die bei angetriebenen Achsen vom Achsgetriebe zur Radnabe geführt werden muss. Für die Einleitung von Vertikalkräften vom Reifen, das heißt zur „Dämpfung“, werden diese über einen Zug- oder Druckstab, einen Umlenkhebel und eine Feder auf den Fahrzeugrahmen geleitet. Beide Räder einer Achse sind elastisch über einen Stabilisator verbunden. [19]

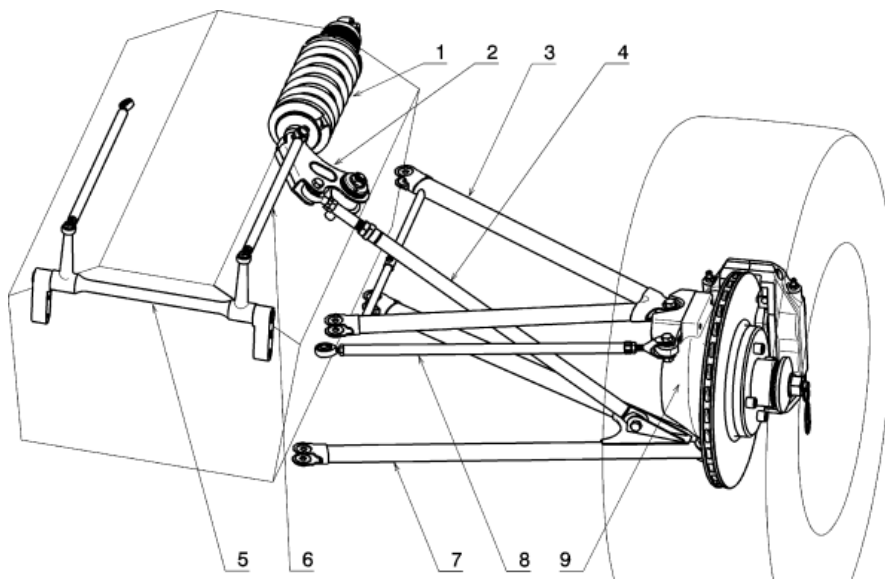


Abbildung 6: Komponenten einer Doppelquerlenkerachse mit kurzer Lenkachse anhand der Aufhängung eines Rads: 1 Dämpferbein, 2 Umlenkhebel, 3 oberer Querlenker, 4 Druckstab, 5 Stabilisator, 6 Verbindungsstrebe, 7 unterer Querlenker, 8 Spurstange, 9 Radträger [19]

Von den aufgezählten Komponenten werden Radträger („upright“), Querlenker („wishbone“) und Zug- oder Druckstäbe („pull and push rod“) unter anderem aus Aluminium gefertigt, weshalb auf diese Komponenten genauer eingegangen wird. Für Serienanwendungen ist die Fertigung all dieser erwähnten Bauteile aus Al-Legierungen gängig, im Rennsport ist der Leichtbauwerkstoff lediglich für Radträger im Einsatz. Ein aktuelles Beispiel dafür sind Rennfahrzeuge der seit 2021 stattfindenden Le Mans Hypercar-Klasse (LMH). [15]

2.3.2 Radträger

Der Radträger ist für die Lagerung des Rads zuständig und nimmt sämtliche radseitige Fahrwerkspunkte der Aufhängung auf. Wie in Abbildung 6 ersichtlich, befinden sich die Anlenkpunkte der Querlenker sowie die Befestigung der Spurstange am Radträger. Typisch

ist zwar eine Befestigung des Druckstabes am unteren Querlenker wie in der genannten Abbildung, jedoch ist auch eine direkte Anbindung am Radträger möglich. Dadurch erfährt der Querlenker kein Biegemoment und die Radlast wird nicht über das Gelenk des Querlenkers geleitet. Die Komponenten können so für geringere Lasten dimensioniert werden. Häufig ist der Bremssattel radial am Radträger verschraubt, was eine Auslegung mit ausreichender Belüftung zur Kühlung von Bremsscheiben und Radlager erfordert. Ebenso können Sensoren zur Raddrehzahl- und Temperaturmessung am Radträger montiert sein.

Gefertigt werden Radträger in Serienfahrzeugen aus Guss- oder Schmiedeteilen aus Al-Legierungen oder Stahl. Für höhere Anforderungen im Motorsport und Hypercars erfolgt die Bearbeitung meist aus dem Vollen und es finden auch Ti-Legierungen wie TiAl6V4 Verwendung, um weitere Gewichtsreduktionen zu erzielen.

Damit der Radträger den Lageraußenring der Radnabe möglichst gleichmäßig stützen kann, um inhomogene Belastungen der Wälzbahnen und ein Erhitzen des Lagers zu vermeiden, muss die Lageraufnahme hohen Belastungen standhalten. Bei Al-Radträgern sind deshalb wegen der geringen Druckfestigkeit und des niedrigen E-Moduls entweder dickere Ausführungen der Lageraufnahme in der Auslegung gefordert oder alternativ eingepresste Stahlringe als Kontaktfläche zum Lageraußenring notwendig. Im Falle der Werkstoffkombination Aluminium-Stahl zwischen Radträger und eingepresstem Ring oder Außenlager ergibt sich durch den höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten von Aluminium im Vergleich zu Stahl die Notwendigkeit eines höheren Übermaßes in der Presspassung. Nur so kann auch bei erhöhten Temperaturen eine Überdeckung gewährleistet werden. Im Gegenzug ist die Belastung des Lagers bei Raumtemperatur allerdings umso höher, was bei höheren geforderten Laufleistungen von Radlagern von über 100.000 Kilometern bei Sportfahrzeugen relevant wird. [19]

2.3.3 Querlenker

Mithilfe des oberen und unteren Querlenkers werden Radträger und Wagenkasten verbunden und sämtliche Kräfte, exklusive der in Vertikalrichtung, übertragen. Abgesehen von Ausführungen, in denen Zug/Druckstäbe an die Querlenker angebunden sind und dadurch auch die Radlasten getragen werden, treten in Querlenkern keine Biegemomente auf und es werden lediglich Längskräfte übertragen. Sie werden im Rennsport als Verschleißteile betrachtet, die regelmäßig getauscht werden und deshalb relativ kostengünstig sein sollen. Ebenso stellen sie Sollbruchstellen im Falle eines Unfalles dar. Während eine gewisse Betriebsfestigkeit zwar als Voraussetzung gilt, sollen sie die ersten Teile sein, die wegbrechen, ohne dabei Befestigungen am teuren Chassis zu deformieren. [19]

Bei Serienfahrzeugen werden Querlenker geschmiedet, gegossen oder aus Halbzeugen zusammengesetzt. Als Werkstoffe werden hier Stähle (zum Beispiel 14CrMoV6 9) oder Al-Legierungen verwendet. Im Rennsport lassen sich mit faserverstärkten Polymeren mit Metallenden aus Ti-Legierungen geringste Massen erreichen. Optimale Festigkeiten werden bei reiner Zug- oder Druckbeanspruchung mit Kreisquerschnitten erreicht. Aerodynamische Aspekte führen hier aber häufig dazu, dass in der Luftströmung stehende Querlenker in flacher Ellipsen- oder Flügelform ausgeführt werden. [19]

2.3.4 Zug- oder Druckstab

Der Einbau eines Feder-Dämpferbeins schräg zwischen Radträger und Wagenkasten stellt die einfachste Variante der Aufnahme der Radlast in der Bauform der Doppelquerlenkerachse dar. Die Anzahl der bewegten Teile und Gelenke ist dabei gering, weshalb diese Ausführung in einer Vielzahl von Fahrzeugen Verwendung gefunden hat und nach wie vor findet. Das Ziel geringer Massenträgheitsmomente und Luftwiderstände führte zum Einsatz von Zug- oder Druckstäben. Damit werden Vertikalkräfte von Radträger bzw. Querlenker über Umlenkhebel auf weiter innen im Fahrzeug liegende Federn und Dämpfer umgeleitet. In Abbildung 6 ist dieses System durch die Komponenten 1, 2 und 4 schematisch anhand der Variante mit Druckstab dargestellt. Grundsätzlich ist die Anbringung des Zug- oder Druckstabs am unteren Querlenker möglichst nahe dem Gelenk Querlenker-Radträger sinnvoll, sodass im Querlenker keine hohen Biegemomente entstehen. Bei einer Anbindung am Radträger kann eine Biegebeanspruchung eines Querlenkers gänzlich vermieden werden. [19]

Auf Druck beanspruchte Streben haben den Nachteil, dass in erster Linie Rücksicht auf ein mögliches Versagen durch Knicken genommen werden muss. Dadurch muss die Stabmitte massenintensiver und mit größeren Querschnitten gestaltet werden. Da Reifenseitenkräfte primär von den Querlenkern aufgenommen werden und der Druckstab dabei eine stützende Wirkung hat, liegt im Vergleich mit dem Zugstab ein Vorteil vor. Insbesondere im Bereich der Vorderachse befinden sich die Aufnahmepunkte für den oberen Querlenker meist in schlecht versteifbaren Bereichen, da auch Fahrerfüße, Lenkung oder Motor untergebracht werden müssen, weshalb die Stützung noch wichtiger wird. [19]

Für Zugstäbe spricht, dass sie aufgrund der tieferen Anordnung der Feder/Dämpfereinheit zu einem niedrigeren Massenmittelpunkt des Gesamtfahrzeuges beitragen und bei Anwendung an der Hinterachse geringere Umströmungsbehinderungen im Bereich des Getriebes verursachen. Hoch liegende Fahrzeugnasen machen diese Variante für die Vorderachse hingegen aus geometrischer Sicht unmöglich. Aus diesen Gründen werden bei Formelfahrzeugen an der Vorderachse Druckstäbe und an der Hinterachse Zugstreben verwendet. [19]

Im Sinne der Massenoptimierung gilt es zu ermitteln, welches Material bei Beanspruchung am gewichtsgünstigsten eingesetzt werden kann. Im Falle des Druckstabes ist die kritische Beanspruchung das Knicken, weshalb sich eine steifigkeitsorientierte Auslegung eines Rundstabes an einer Optimierung von \sqrt{E}/ρ orientiert. Bei Zugbelastung richtet sich die Orientierung nach der Festigkeit, weshalb im Falle eines Rundstabes $R_{p0,2}/\rho$ maximal sein soll. [17]

2.3.5 Thermische Belastung

Bei Fahrzeugen mit Verbrennungsmotor sind Komponenten nahe dem Auspuff bzw. nahe dessen Verrohrung höheren Temperaturen ausgesetzt. Die Bremsscheibe gilt hingegen bei allen Fahrzeugen – eingeschlossen elektrifizierter Ausführungen – als primäre Wärmequelle im Fahrwerksbereich. Der Radträger und die Anbindungspunkte der Querlenker und des Zug- oder Druckstabs daran sind die Bereiche der aus Al-Legierungen ausgeführten Komponenten, die durch die Bremswärme den höchsten Temperaturen ausgesetzt sind. Fahrwerkskomponenten werden anhand der maximalen Betriebstemperatur der Dichtungen bei bremsnahen Gelenken ausgelegt, welche bei etwa 115 °C liegt. [15]

Grundsätzlich muss zwischen unterschiedlichen Bauformen unterschieden werden, da beispielsweise die Verwendung bzw. Platzierung von Wärmeblechen den Radträger, die Gelenkdichtungen oder beides vor Hitze schützen kann. Im Rahmen dieser Arbeit gilt dennoch die genannte Temperatur als Grenztemperatur.

3 Methodik

Um den Einfluss der Temperatur auf das Ermüdungsverhalten der Al-Legierungen EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73 zu bestimmen, erfolgt die Durchführung uniaxialer Schwingversuche bei erhöhten, im Fahrwerksbereich realistischen, Temperaturen. Um den Einfluss thermischer Belastung über den gesamten Lebenszyklus eines Al-Fahrwerksbauteils zu simulieren, erfolgt die thermische Auslagerung einer Teilmenge des Probenmaterials vor der Erprobung. Für die Untersuchung der Bruchflächen ausgewählter zerstörter Proben kommt abschließend ein Rasterelektronenmikroskop zum Einsatz. Die Mikrostruktur ist im Bereich der Verjüngung zu analysieren. Mögliche Zusammenhänge zwischen Probenqualität und Ergebnissen sind zu untersuchen.

3.1 Werkstoffe

In der vorliegenden Arbeit werden zwei Al-Legierungen unterschiedlicher Grundfestigkeit untersucht, die im Fahrwerk je nach Anforderungsprofil Anwendung finden. Die Knetlegierung EN AW-6082-T6 gilt als hochfeste Standardlegierung. Sie findet seit langem im Fahrzeugbau Einsatz und zeichnet sich durch gute Korrosionsbeständigkeit aus. Aus der 7xxx-Gruppe kommt die aus dem Flugzeugbau stammende Al-Zn-Legierung EN AW-7075-T73 zur Untersuchung. Die erhöhte Festigkeit der 7xxx-Legierungen verglichen mit der 6xxx-Gruppe geht einher mit einer niedrigeren Korrosionsbeständigkeit. Im Falle des EN AW-7075 ist der T6-Zustand spannungsrissskorrosionsanfällig und somit für Straßenanwendungen nicht geeignet. Um den Werkstoff auch für Anwendungen mit höherer geforderter Lebensdauer einsetzen zu können, erfolgt die Einstellung des überalterten T73-Zustands, in dem auf Kosten der Festigkeit die Korrosionsneigung sinkt.

Tabelle 2 zeigt die Legierungszusammensetzungen der beiden Werkstoffe.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Al-Legierungen

Nr.	Elementgehalt [Massen-%]							Al
	Si	Mn	Mg	Fe	Cu	Cr	Zn	
EN AW-6082	1,1	0,7	0,9	0,31	0,1	0,17	0,06	Rest
EN AW-7075	0,07	0,07	2,7	0,23	1,6	0,21	5,7	Rest

3.2 Festigkeitseigenschaften

Statische Festigkeitskennwerte der betrachteten Kombinationen aus Werkstoff und Wärmebehandlung liegen für stranggepresstes Ausgangsmaterial bei Pankl Racing Systems AG vor. Einer gemessenen Zugfestigkeit von 420 MPa bei EN AW-6082-T6 stehen 522 MPa bei EN AW-7075-T73 gegenüber. Die Daten sind in Abbildung 7 dargestellt.

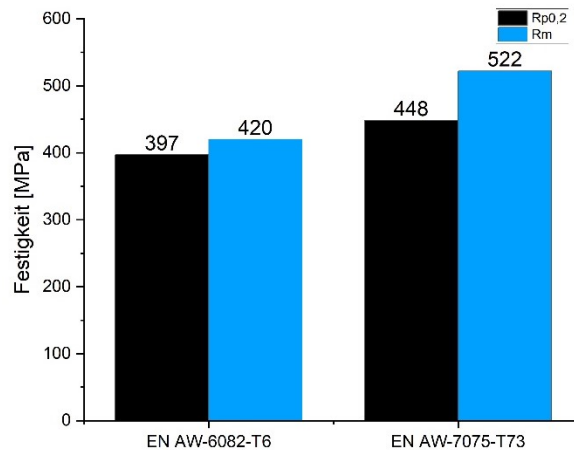


Abbildung 7: Statische Festigkeit der untersuchten Legierungen

Die Prüfung ist dabei in höchstfester L-Richtung erfolgt. Das Vormaterial war in Stangenform, stranggepresst.

Daten zur Schwingfestigkeit für EN AW-6082-T6 bei Raumtemperatur liegen bei Pankl Racing Systems AG bereits vor und sind in Abbildung 8 dargestellt. Die Proben wurden aus Radträgern gefertigt. Dabei sind sowohl Proben in ST- als auch in LT-Richtung verwendet worden. Abbildung 8 zeigt für $5 \cdot 10^6$ Lastwechsel eine Zug-Druck-Wechselfestigkeit von 134,9 MPa für EN AW-6082-T6. Die Steigung k beträgt $-8,07$, was zu einer ertragbaren Spannungsamplitude von 164,7 MPa für 10^6 Lastwechsel führt. Das Langzeitfestigkeitsverhältnis liegt damit bei 0,39. [9]

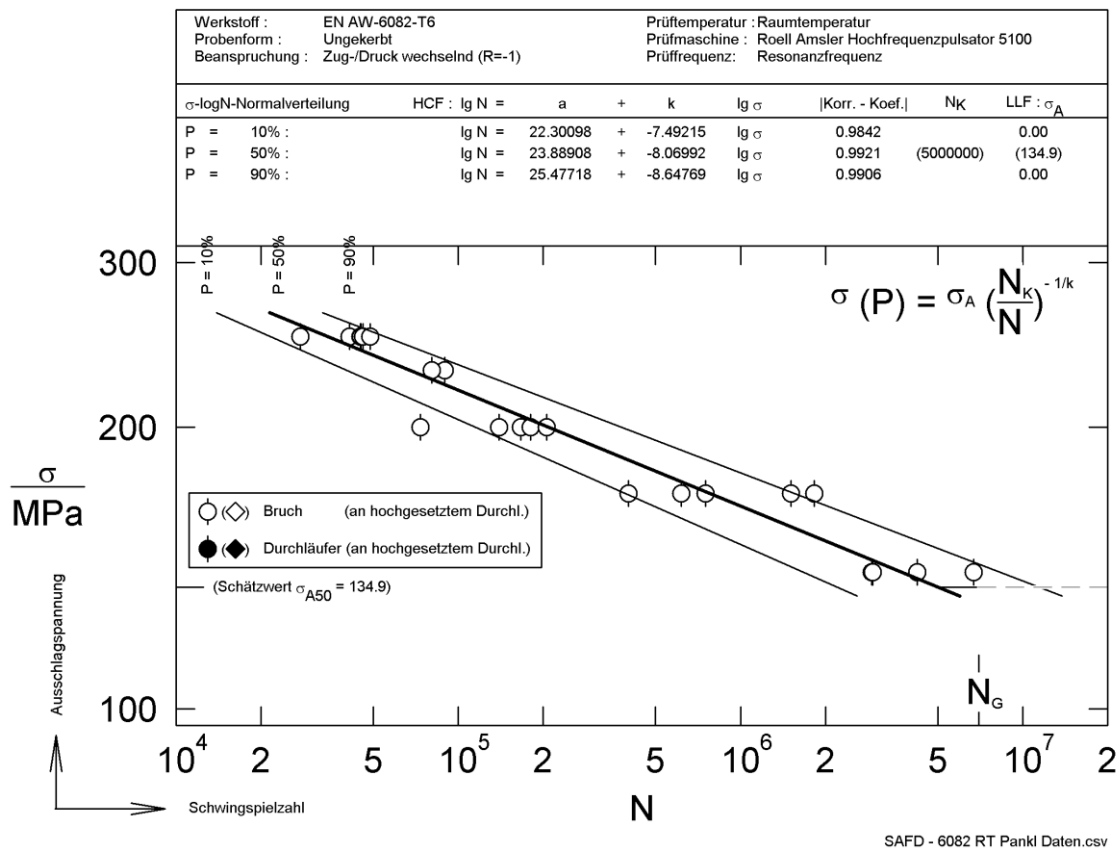


Abbildung 8: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei Raumtemperatur unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (R = -1, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{U}} = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 134,9 MPa. Die Steigung k liegt bei -8,07.

Firmenintern liegen für EN AW-7075-T73 keine Schwingfestigkeitsdaten vor. In der FKM-Richtlinie ist sie für diesen Werkstoff je nach Plattendicke mit 130 MPa bis 145 MPa für 10^6 Lastwechsel beziffert. Die im Rahmen der Arbeit verwendeten Platten haben Dicken von 70 mm bzw. 160 mm. Für beide Werkstoffe sind die genannten Werte jeweils für geringere Nenndicken angegeben. Um die ertragbare Schwingamplitude für 10^8 Lastwechsel zu ermitteln, muss der Wert für 10^6 Lastwechsel laut FKM-Richtlinie für nichtgeschweißte Aluminiumwerkstoffe mit dem Faktor 0,74 multipliziert werden. [9] Umgerechnet auf $5 \cdot 10^6$ Schwingspiele ergibt sich so eine erforderliche Multiplikation des Wertes für $N = 10^6$ mit dem Faktor 0,91.

Eine Untersuchung der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. beschreibt Wechselwirkungen zwischen zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und Korrosion der Legierungen EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73. Dabei sind zu Vergleichszwecken uniaxiale Zug-Druck-Schwingversuche bei Raumtemperatur an Luft erfolgt, welche als Anhaltspunkte für die Untersuchungen in dieser Arbeit verwendet werden können. Die Proben waren dabei in L-Richtung orientiert und aus Stäben mit Durchmessern von 29 mm im Falle von EN AW-6082 bzw. 17 mm bei EN AW-7075 gefertigt. In Abbildung 9 und

Abbildung 10 sind die ermittelten Wöhlerlinien der genannten Untersuchung dargestellt. Sie zeigen jeweils ein Abknicken der Wöhlerlinie bei 10^6 Lastwechseln. Die ertragbaren Spannungsamplituden liegen bei dieser Schwingenspielzahl bei 175 MPa bzw. bei 265,5 MPa. [20]

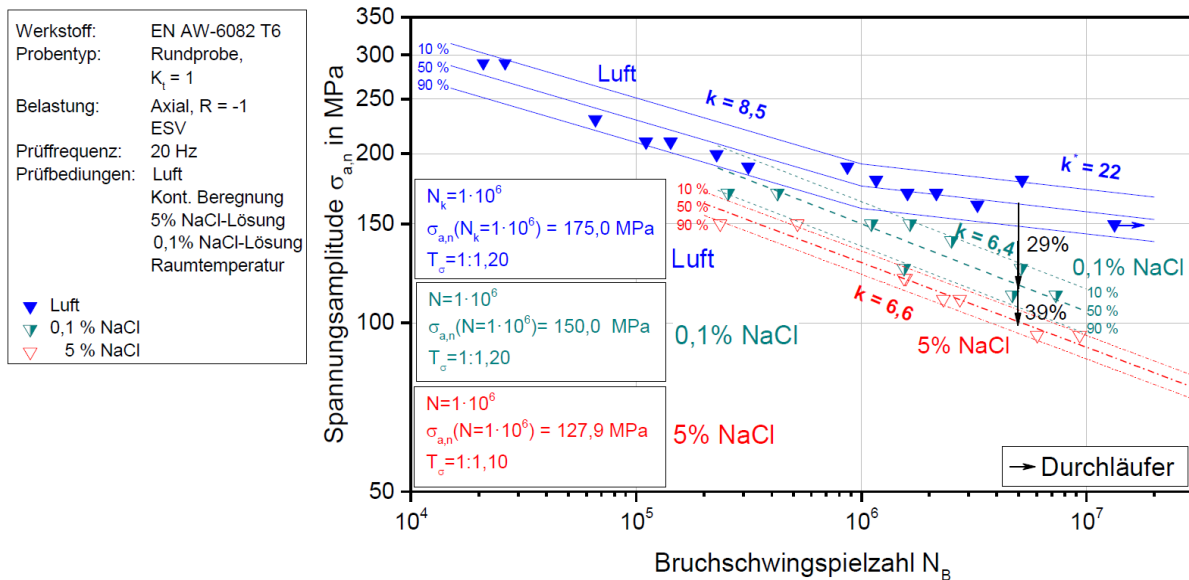


Abbildung 9: Blaue Wöhlerlinien für EN AW-6082-T6 an Luft unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für 10 %, 50 % sowie 90 % Überlebenswahrscheinlichkeit [20]

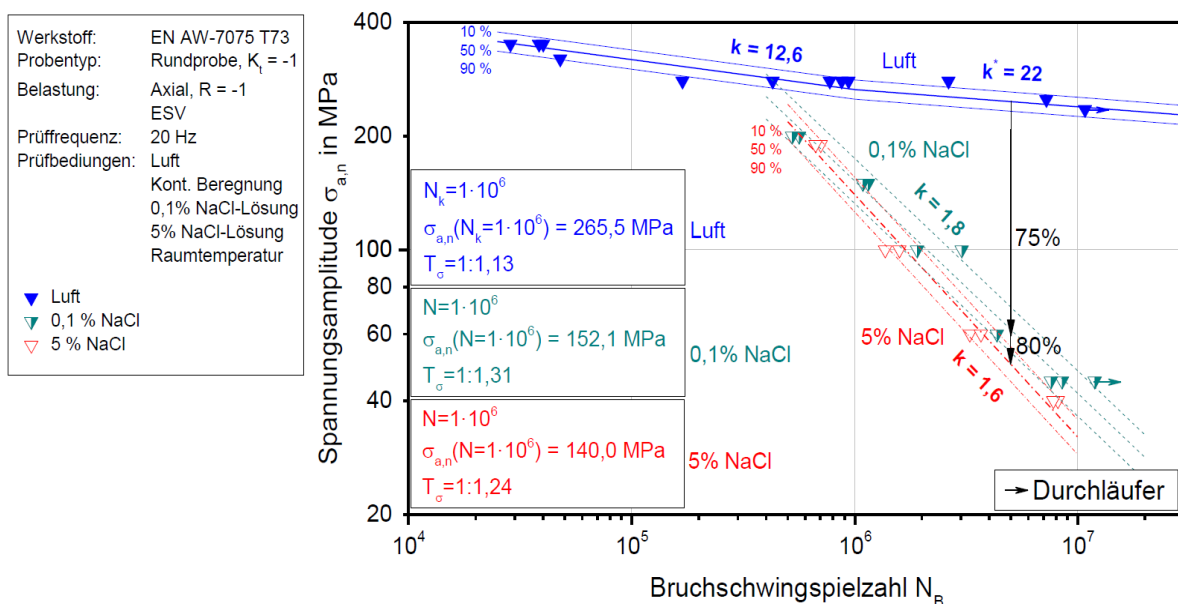


Abbildung 10: Blaue Wöhlerlinien für EN AW-7075-T73 an Luft unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für 10 %, 50 % sowie 90 % Überlebenswahrscheinlichkeit [20]

Bei erhöhter Temperatur sind für die untersuchten Legierungen keine Schwingfestigkeitsdaten mit Vergleichswert vorzufinden.

In Tabelle 3 sind die auf Basis der bei Pankl Racing Systems AG ermittelten statischen Festigkeitswerte errechneten Zug-Druck-Wechselfestigkeiten der betrachteten Werkstoffe bei den vorgesehenen Prüftemperaturen dargestellt. Als Berechnungsgrundlage dient dabei die in Kapitel 2.2.4 erläuterte Abschätzung gemäß FKM-Richtlinie.

Tabelle 3: Rechnerische Abschätzung der zu erwartenden Zug-Druck-Wechselfestigkeiten der beiden betrachteten Werkstoffe bei Raumtemperatur und den vorgesehenen Prüftemperaturen für $N = 5 \cdot 10^6$ mithilfe der FKM-Richtlinie. $\sigma_{w,zd,T,0,3}$ gibt den Wert dabei für ein Langzeitfestigkeitsverhältnis von 0,3 an, $\sigma_{w,zd,T,0,4}$ für eines von 0,4.

Werkstoff	R_m [MPa]	T [°C]	$K_{T,D}$ [-]	$\sigma_{w,zd,T,0,3}$ [MPa]	$\sigma_{w,zd,T,0,4}$ [MPa]
6082-T6	420	RT	1	115	153
		85	0,958	110	147
		115	0,922	106	141
7075-T73	522	RT	1	143	190
		85	0,958	137	182
		115	0,922	131	176

3.3 Proben

Die für die vorliegende Arbeit verwendeten ungekerbten Proben sind aus plattenförmigem Vormaterial durch spanende Bearbeitung hergestellt. Das Vormaterial wurde bei Pankl Racing Systems AG zuvor auf eine Vierkantkontur gesägt und wärmebehandelt. Die Orientierung der Proben ist einheitlich in LT-Richtung gewählt, womit ein Kompromiss zwischen der höchstfesten L-Richtung und niedrigfesten ST-Richtung geschaffen wird. Die T6- bzw. T73-Wärmebehandlung erfolgt dabei anhand der internen Wärmebehandlungsvorgabe, dessen Temperatur-Zeit-Verlauf in Abbildung 11 dargestellt ist.

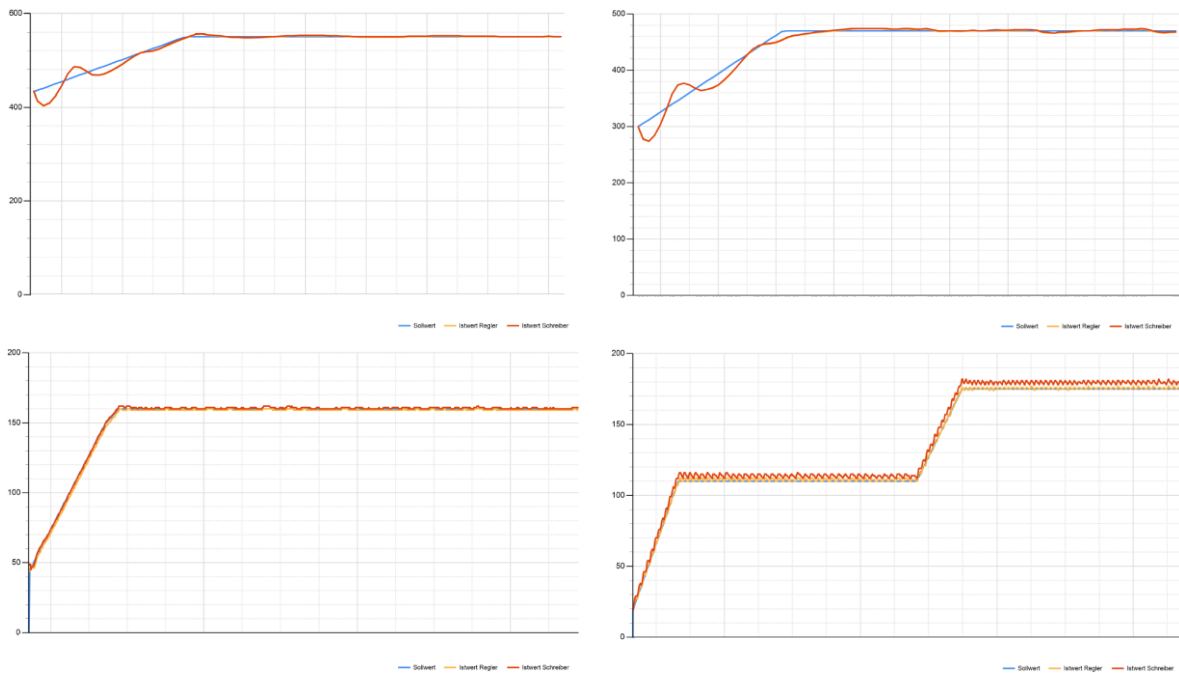


Abbildung 11: Wärmebehandlungsprotokolle mit Sollwert in Blau und Istwert in Rot für das Lösungsglühen von EN AW-6082-T6 (links oben) bzw. EN AW-7075-T73 (rechts oben) und das Warmauslagern von EN AW-6082-T6 (links unten) bzw. EN AW-7075-T73 (rechts unten)

Die Fertigung auf die Endgeometrie anhand Abbildung 12 findet extern bei der Firma Horvat Maschinenbau GmbH statt. Aus der Legierung EN AW-6082-T6 werden 58 Proben gefertigt, aus EN AW-7075-T73 aufgrund größerer Geometrie des Vormaterials 64 Proben. Überschüssige Proben werden für Folgeversuche bei Pankl Racing Systems AG aufbehalten.

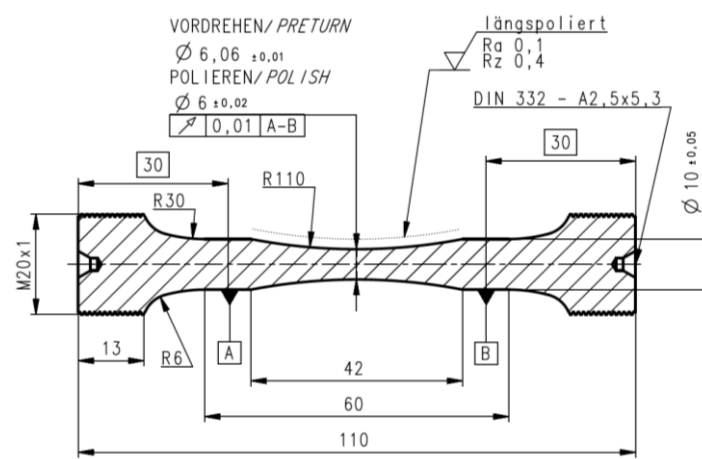


Abbildung 12: Darstellung der verwendeten Probengeometrie

Im Rahmen der Eingangskontrolle erfolgt die Ermittlung des Durchmessers im Prüfquerschnitt, der Mittenrauheit R_a , der Rautiefe R_z sowie der axialen Abweichung der Einspannpunkte. Im Gegensatz zur Zeichnung wurden die Proben durch den Lieferanten auf 6,06 mm statt 6,00 mm Durchmesser im Prüfquerschnitt gefertigt. Bei einigen Proben liegen

leichte Abweichungen vom mittleren Durchmesser oder den Rauheitskenngrößen vor. Die axiale Abweichung an den Einspannpunkten ist hingegen in den meisten Fällen um ein Vielfaches überschritten. Proben aus EN AW-7075-T73 zeigen hier signifikant schlechtere Werte. Während die mittlere axiale Abweichung des gesamten Probenumfangs aus EN AW-6082-T6 0,016 mm beträgt, liegt sie bei der Al-Zn-Legierung bei 0,056 mm. Eine Auflistung aller Messergebnisse der Eingangskontrolle ist im Anhang ersichtlich.

3.4 Auslagerungsversuche

Anschließend an die Probenfertigung findet die Warmauslagerung eines Teils der Proben statt, um die thermische Belastung über den Lebenszyklus eines Bauteils zu simulieren. Die Auslagerung erfolgt bei 115 °C, da diese Temperatur der höchsten zu erwartenden Temperatur für Al-Fahrwerkskomponenten entspricht. [15] Hinsichtlich der Dauer dieser thermischen Belastung kommt das „Load Agreement for Drivetrain and Suspension parts“ zwischen Pankl Racing Systems AG und dem Hersteller eines vollelektrifizierten Hypercars zur Anwendung. Die Fahrzeugauslegung erfolgt darin für eine Strecke von 100.000 km. Dabei sind 15.000 km auf der Nordschleife (Nürburgring) in Renntempo und 85.000 km im normierten WLTC-Zyklus zu absolvieren. Der „Worldwide harmonized Light Duty Test Cycle“ ist ein Prozedere zur Bestimmung von Abgasemissionen sowie des Strom- oder Kraftstoffverbrauchs von Personenkraftfahrzeugen. Mithilfe des VSM-Programms, dem „Vehicle Simulation Model“, der AVL List GmbH können dabei die Radkräfte zeitabhängig abgebildet werden. [21] Dadurch lassen sich Beschleunigungs- und Bremsphasen über den Rundenverlauf darstellen. Durch Verwendung eines Schwellwertes können starke Bremsmanöver mit hoher Negativbeschleunigung und dadurch starker Wärmeentwicklung im Bereich der Bremsanlage herausgefiltert werden. Im Anhang sind die Verläufe der auf den vorderen linken Reifen wirkenden Kräfte auf der Nordschleife und dem WLTC-Zyklus abgebildet, die für diese Überlegung herangezogen wurden. Positive Werte entsprechen in diesem Fall Verzögerungsphasen, negative Werte Beschleunigungsphasen. Die Betrachtung beruht auf der Annahme, dass die Dauer des Verzögerungsmanövers der Dauer auf der höchsten zu erwartenden Temperatur entspricht. So kann die anteilmäßige Zeitdauer bei hoher Temperatur im Fahrwerksbereich pro Runde ermittelt werden und auf die geforderte Kilometerleistung hochgerechnet werden. Bei der Auswahl eines Schwellwertes von 1000 N beträgt der Anteil der Bremsphasen auf der Nordschleife 31,9 % und für den WLTC-Zyklus 3,0 %. Sowohl der Schwellwert als auch die Anteile der Bremsphasen erscheinen laut Pankl Racing Systems AG realistisch. [15] Auf besagte 100.000 km ergibt sich so eine gesamte Bremsdauer von 83,7 Stunden, wobei 27,5 Stunden auf die Rennstrecke Nordschleife und

56,2 Stunden auf den WLTC-Zyklus entfallen. Der beschriebene Rechenweg ist in Tabelle 4 dargestellt.

Tabelle 4: Berechnung der Gesamtbremsdauer bei einer Fahrleistung von 100.000 km und einem Schwellwert von 1000 N pro Reifen

Strecke	Distanz [km]	Kurslänge [km]	Rundenzeit [s]	Fahrdauer [h]	Anteil Bremsen	Bremsdauer [h]
Nordschleife	15000	20,83	431,4	86,3	31,9%	27,5
WLTC	85000	23,26	1810	1837,3	3,1%	56,2
Bremsdauer gesamt [h]						83,7

Diese thermische Belastung durch den Fahrbetrieb lässt sich durch eine Auslagerung der prüfbereiten Schwingproben bei 115 °C für 90 Stunden simulieren. Sie erfolgt für je acht Proben aus EN AW-6082-T6 sowie aus EN AW-7075-T73. Dafür kommt ein Ofen der Firma Binder zum Einsatz.

3.5 Versuchsdurchführung

Die Durchführung der Schwingprüfung findet bei Pankl Engine Systems in Bruck an der Mur statt. Zur Ermittlung der dynamischen Festigkeit werden die Schwingproben mit zyklischen Lasten in Form von Axialkräften mit Hilfe eines Roell Amsler Hochfrequenzpulsator 5100 beaufschlagt. Der Betrieb, der aus dem Feder-Masse-System und dem Erregermagnet bestehenden Resonatoreinheit, erfolgt dabei in dessen Eigenfrequenz. Diese ist von der Steifigkeit des Aufbaus und dem Prüfkörper abhängig. Abweichungen von dieser Frequenz im Zuge der Erprobung signalisieren dabei eine Schädigung der Probe und stoppen den Prüfvorgang. Dabei muss kein Bruch des Prüfkörpers eintreten.

Um eine Erprobung bei konstanten, erhöhten Temperaturen zu ermöglichen, wird die Probe während der Schwingprüfung in einer Temperaturkammer auf der gewünschten Temperatur gehalten. Durch Kontakt der Messinstrumente mit der Schwingprobe durch Temperaturfühler erfolgt eine laufende Messung der Probentemperatur. Die Versuchsdurchführung startet dabei erst, wenn die gewünschte Temperatur an der Probenoberfläche erreicht ist. Der Prüfaufbau ist in Abbildung 13 dargestellt.

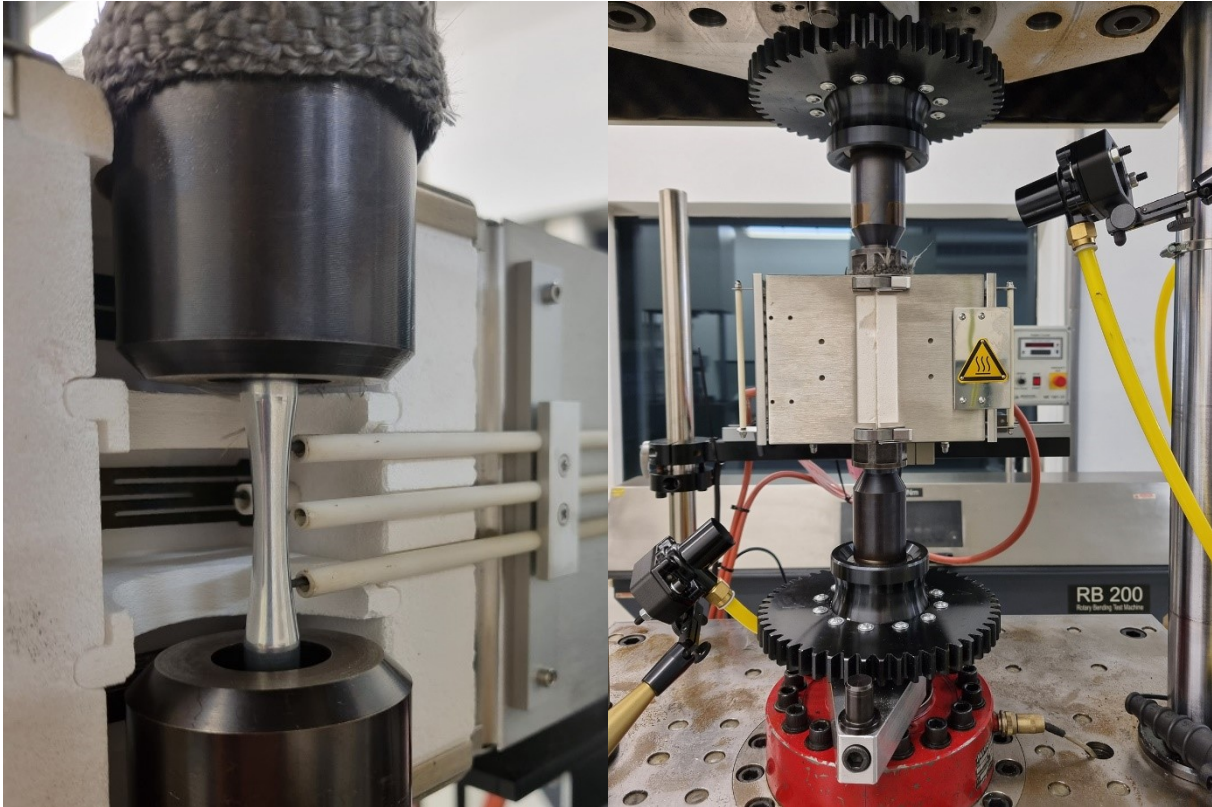


Abbildung 13: Prüfaufbau mit Uniaxialpulsator und Temperaturkammer. Links: Die geöffnete Temperaturkammer zeigt eine eingespannte Schwingprobe sowie die drei Temperaturfühler. Die Heizspule ist im Hintergrund erkennbar. Rechts: Ansicht bei geschlossener Temperaturkammer während der Erprobung.

Im Anschluss an die Prüfung erfolgt eine optische Kontrolle der Bruchflächen ausgewählter Proben im Lichtmikroskop der Firma Olympus, um mögliche Unregelmäßigkeiten zwischen Proben auf gleichem Lastniveau festzustellen.

Mithilfe des Rasterelektronenmikroskops (REM) TESCAN VEGA wird je eine Probe pro Lastniveau aus EN AW-6082-T6 bei der Prüftemperatur 115 °C untersucht. Die Beschleunigungsspannung beträgt dabei 20 kV. Als Abbildungsverfahren fanden die Detektion von Sekundärelektronen und die Detektion von Rückstreuielektronen Anwendung. Für beide untersuchten Werkstoffe erfolgt die Schliffpräparation von je vier Schwingproben. Dabei fällt die Auswahl auf je eine Probe, die im Bereich der Kurzzeitfestigkeit, der Zeitfestigkeit und der Langzeitfestigkeit geprüft wurde, sowie jeweils eine ausgelagerte Probe. Im Vorfeld sind dafür Abschnitte in LT-Richtung ausgehend von der Bruchfläche zu entnehmen. Nach dem Einbetten mit der Warmeinbettpresse Struers CitoPress-20 mit dem nichtleitenden Einbettmittel Struers Durofast wird durch Schleifen und Polieren mit einem Struers TegraPol-35 und einem TegraPol-11 eine glatte Oberfläche hergestellt. Dabei finden SiC-Schleifpapiere mit absteigender Körnung von 82 µm bis 15 µm sowie 9 µm-, 3 µm- und 1 µm-Diamantsuspensionen Einsatz. Die Endpolitur erfolgt mit einer Oxid-Polier-Suspension (OPS) mit Siliziumdioxid, womit eingedrückte Diamantkörner entfernt werden können.

Die Kontrastierung stark umgeformter Knetlegierungen durch chemisches Ätzen ist aufgrund der empfindlichen Reaktion der Ätzmittel auf verbliebener Verformungsschichten an der Schliffoberfläche schwierig. [22] Die Ätzung der vorliegenden Proben ist zunächst mit den Ätzmitteln Flick und Weck erfolgt. Bei Flick handelt es sich um eine Korngrenzenätzung, die laut Literatur für die meisten Al-Legierungen gute Ergebnisse liefert. [23] Bei den Proben aus EN AW-7075-T73 ist dies der Fall. Bei EN AW-6082-T6 sind die Resultate sowohl bei der Ätzmethode nach Flick als auch nach Weck nicht zufriedenstellend. Die Farbätzung Weck stellt eine Alternative zur gängigen Barker-Ätzung dar, die den Nachteil der notwendigen elektrischen Kontaktierung der Probe hat. Aufgrund der inakzeptablen Ergebnisse mussten die Proben aus EN AW-6082-T6 am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie mit der Methode nach Barker geätzt werden. In der folgenden Tabelle 5 sind die jeweiligen Arbeitsschritte der angewandten Methoden dargestellt: [22, 23]

Tabelle 5: Ätzmethoden und deren Vorgehensweise

Methoden	1. Ätzung	Dauer [s]	2. Ätzung	Dauer [s]
Flick	90-100 ml Wasser 0,1-10 ml Flußsäure	30 s	-	-
Weck	100 ml Wasser 2 g Natriumhydroxid	60 s	100 ml Wasser 4 g Kaliumpermanganat 1 g Natriumhydroxid	15 s
Barker	500 ml Wasser 104 g Tetrafluorborsäure	50 s bei 20 V	-	-

Die anschließende Gefügeauswertung der präparierten Proben findet mithilfe eines Olympus AX70-Lichtmikroskops statt. Bei der anschließenden Auswertung kommt das Programm Olympus Stream Motion zum Einsatz.

Die Härtemessungen erfolgen nach Brinell mit einer Prüflast von 62,5 kp und einem Kugeldurchmesser von 2,5 mm gemäß der Norm DIN EN ISO 6506-1. [24] Die Prüfung lässt sich auf ebenen Flächen am Probenende mit einer Härteprüfmaschine der Firma EMCO Test durchführen.

3.6 Untersuchung des Einflusses der Probenqualität

Grundsätzlich unterliegen Ergebnisse von Schwingversuchen aufgrund von Materialinhomogenitäten einer großen Streuung. Auf diesen Aspekt kann nur schwer und mit erhöhtem Kostenaufwand Einfluss genommen werden, indem Vormaterial höherer Reinheit verwendet wird. Dadurch kann der Einfluss lediglich verringert, allerdings nicht ausgeschlossen werden. Anhand von Kenngrößen der Proben, die im Rahmen der Eingangskontrolle ermittelt werden, kann eine Untersuchung auf eine mögliche Einflussnahme auf die Schwingergebnisse hingegen relativ einfach vorgenommen werden.

Die folgenden Kapitel erläutern dabei die Struktur des Vorgehens sowie die statistische Methode.

3.6.1 Strukturiertes Vorgehen der Analyse

Die grundsätzliche Vorgehensweise kann mithilfe der Problemlösungstechnik 7STEP strukturiert werden. Ihr Ablauf umfasst folgende Schritte: [25]

1. Problem beschreiben
2. Sofortmaßnahmen treffen
3. Ursachen analysieren
4. Dauermaßnahmen treffen
5. Wirksamkeit prüfen
6. Wirksamkeit absichern
7. Vorbeugungsmaßnahmen treffen

Im Rahmen der vorliegenden Situation können die Punkte wie folgt beschrieben werden:

Ad 1. Es ist aktuell unbekannt, ob Schwankungen der Probenqualität im Bereich der von Pankl Racing Systems AG vorgegebenen Toleranzen Einfluss auf die Ergebnisse haben. Demnach herrscht auch Unklarheit darüber, ob diese Schwankung berücksichtigt werden muss.

Ad 2. Im Rahmen der Versuchsdurchführung dieser Arbeit sollen Daten der Probenqualität mit den Ergebnissen auf mögliche Zusammenhänge untersucht werden. Neben der Probenperformance wird auch die Streuung als Ergebnisgröße herangezogen.

Ad 3. In der Vergangenheit wurde keine Rücksicht auf einen möglichen Zusammenhang zwischen Probenqualität und Schwingergebnissen genommen. Auf einen möglichen Aspekt für die Interpretation konnte somit bislang nicht zurückgegriffen werden.

Ad 4. Festlegung der zusätzlichen Vorgehensweise für künftige Ermüdungsversuche: Gegenüberstellung der Daten der Probeneingangskontrolle mit den Schwingfestigkeitsergebnissen.

Ad 5. Durch Umsetzung der Maßnahmen kann auf eine breitere Datenbasis hinsichtlich des untersuchten Zusammenhangs zurückgegriffen werden. Versuchsergebnisse sind unter anderen Gesichtspunkten zu betrachten und zu vergleichen. Auch wird über den Stellenwert und das Ausmaß der erforderlichen Fertigungsqualität ein besseres Bewusstsein geschaffen.

Ad 6. Die Einflussnahme der Probenqualität soll in die betrieblich vorgeschriebene Vorgehensweise für Schwingversuche aufgenommen werden.

Ad 7. Auch bei weiteren Methoden der Werkstoffprüfung soll firmenintern eine methodische Vorgehensweise für den Zusammenhang der Messergebnisse mit der Probenqualität implementiert werden.

3.6.2 Statistische Auswertemethode

Da im Rahmen der Eingangskontrolle der extern gefertigten Schwingproben eine vollumfängliche Überprüfung erfolgt ist, kann ein möglicher Zusammenhang zwischen Parametern der Probenqualität und der Probenperformance, das heißt der Lage einer Probe in Relation zur mittleren Lage untersucht werden. Auch eine Betrachtung des Einflusses auf die Streuung der erreichten Schwingspielzahlen soll durchgeführt werden.

Um den Parameter der Probenperformance zu ermitteln, wird die Schwingspielzahl jeder Probe, mit der durch lineare Regression gemittelte erreichte Anzahl an Lastzyklen auf ihrer Lastamplitude in ihrer Wöhlerkurve verglichen. Beispielsweise hat Probe 113 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 140 MPa $1,7 \cdot 10^6$ Lastwechsel erreicht. Die lineare Regression aller Proben dieser Wöhlerkurve ergibt bei 140 MPa eine mittlere Lastspielzahl von $1,5 \cdot 10^6$ Schwingspielen. Demnach beträgt die Performance besagter Probe 114 %.

Als Parameter der Probenqualität werden der Durchmesser im Prüfquerschnitt, die Höhe der axialen Abweichung, die Mittenrauheit R_a sowie die Rautiefe R_z herangezogen. Um die Vergleichbarkeit zu gewährleisten, ist das Verhältnis zwischen dem jeweiligen Wert einer Probe und dem Mittelwert dieses Werts innerhalb einer Wöhlerkurve zu ermitteln. So beträgt die Probenqualität bezogen auf die Mittenrauheit R_a bei Probe 113 zum Beispiel 80 %. Dieser Wert setzt sich aus der Division der Mittenrauheit R_a dieser Probe von 0,032 μm und dem Mittelwert der Mittenrauheit R_a aller 24 Proben in dieser Wöhlerkurve von 0,041 μm zusammen. Das Prinzip funktioniert analog für die weiteren Parameter der Probenqualität, sowie für alle Lastniveaus, Prüftemperaturen und Werkstoffe. Da die Probenperformance dadurch unabhängig von jeglichen Unterschieden in den Fertigungsqualitäten und Prüfbedingungen sind, gelten die Wertepaare global und Daten aller Proben können miteinander verglichen werden.

Die bereinigten Daten werden anschließend anhand ihres Rangkorrelationskoeffizienten auf Zusammenhänge untersucht. Der sogenannte Rangkorrelationskoeffizient nach Spearman ist das spezifische Maß, das die Stärke eines monotonen Zusammenhangs zwischen zwei ordinal skalierten Variablen quantitativ darstellt. Im Gegensatz dazu stellt der klassische Korrelationskoeffizient nach Pearson lediglich lineare Beziehungen dar und ist empfindlicher gegenüber Ausreißern. Im Hinblick auf die vorliegenden Daten ist die Anwendung des Rangkorrelationskoeffizienten somit zweckmäßig. [26]

Um diesen zu berechnen, werden zunächst die Werte beider betrachteter Variablen separat der Größe nach gereiht und entsprechende Rangzahlen zugeordnet. Im nächsten Schritt

erfolgt die Ermittlung der Differenz der beiden Rangzahlen innerhalb eines Wertepaares. Anhand folgender Formel kann im Anschluss der Korrelationskoeffizient nach Spearman ermittelt werden: [26]

$$r_s = 1 - \frac{6 \sum_{i=1}^n d_i^2}{n(n^2 - 1)} \quad (5)$$

r_s Rangkorrelationskoeffizient nach Spearman [-]

d_i Differenz eines Rangpaares [-]

n Anzahl der Rangpaare [-]

Der Korrelationskoeffizient r_s kann Werte zwischen -1 und +1 einnehmen, wobei Werte größer null einen positiven Zusammenhang, Werte kleiner null einen negativen Zusammenhang bzw. Werte gleich null keinen Zusammenhang beschreiben. Im Hinblick auf die vorliegende Fragestellung ist einerseits die Bestätigung der erwarteten Richtung des Zusammenhangs wichtig. Beispielsweise, ob eine hohe axiale Abweichung die Anzahl der erreichten Schwingspiele tatsächlich negativ beeinflusst. Andererseits auch die Stärke des Zusammenhangs. Je näher r_s bei -1 oder +1 liegt, desto signifikanter ist die Beziehung. [26]

Zwar gibt es keine definierte Richtlinie zur Beurteilung von Korrelationskoeffizienten, jedoch kann bei Werten kleiner 0,2 auf einen nicht vorhandenen bis geringen Zusammenhang geschlossen werden und bei Werten zwischen 0,2 und 0,5 von einem schwachen Zusammenhang gesprochen werden. Erst Korrelationskoeffizienten größer 0,5 deuten auf deutliche Beziehungen zwischen den untersuchten Parametern hin. [27]

4 Ergebnisse und Auswertung

Neben dem primären Ziel dieser Arbeit, die Schwingfestigkeit der Al-Legierungen EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73 unter Temperatureinfluss durch Wöhlerlinien zu beschreiben, ist außerdem eine Analyse der Bruchflächen sowie der Mikrostruktur erfolgt. Um einen möglichen Einfluss der Probenqualität auf die Ergebnisse zu ermitteln, wurde diesbezüglich ebenso eine Betrachtung angestellt.

4.1 Schwingfestigkeitsversuche

In den folgenden Kapiteln werden zunächst die Vorgehensweise erläutert und anschließend die ermittelten Wöhlerlinien dargestellt und beschrieben. Auch auf die Resultate der ausgelagerten Schwingproben wird eingegangen.

4.1.1 Versuchsprogramm

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit sind Schwingfestigkeitsuntersuchungen an Luft bei erhöhten Temperaturen erfolgt. Sowohl bei der im Fahrwerksbereich von Hypercars realistischen Temperatur von 85 °C, als auch bei der höchsten in der Auslegung verwendeten Temperatur von 115 °C werden Wöhlerlinien für uniaxiale Zug-Druck-Wechselbelastung mit $R = -1$ ermittelt. Die Prüffrequenz entspricht der Eigenfrequenz und liegt im Bereich von 100 Hz.

Die Erprobung erfolgt für 47 Proben aus EN AW-6082-T6, wobei zwei Durchläufer davon hochgesetzt wurden. Pro Temperatur werden je vier Proben auf den Lastniveaus 250 MPa, 230 MPa, 200 MPa, 170 MPa, 140 MPa und 120 MPa geprüft. Auf diesen Lastniveaus liegen bereits firmenintern Ermüdungsdaten bei Raumtemperatur vor. Der Versuchsablauf ist dabei nahezu ident, lediglich das Probenmaterial ist nicht aus einer Platte in LT-Richtung entnommen, sondern aus Radträgern in LT- bzw. ST-Richtung gefräst.

Aus der überalterten Al-Zn-Legierung EN AW-7075-T73 sind insgesamt 50 Proben zu prüfen. Bei 115 °C finden auf den Lastniveaus 340 MPa, 300 MPa, 240 MPa, 210 MPa, 180 MPa, 150 MPa, 130 MPa sowie 120 MPa je ein bis vier Erprobungen statt. Die Vorgehensweise bei 85 °C unterscheidet sich darin, dass auf den Niveaus 340 MPa sowie 120 MPa keine Erprobungen durchgeführt wurden. Dafür wurde drei Proben auf 165 MPa erprobt. Bei Pankl Racing Systems AG liegen keine Daten zum Schwingfestigkeitsverhalten bei Raumtemperatur zur 7xxx-Legierung vor, weshalb der nur bedingt mögliche Vergleich mit Literaturdaten anderer Geometrie und Versuchsbedingungen vonnöten ist.

Je acht Proben aus EN AW-6082-T6 sowie aus EN AW-7075-T73 werden vor ihrer Schwingprüfung einer Warmauslagerung bei 115 °C für 90 Stunden unterzogen. Da Daten im Bereich der Langzeitfestigkeit für die Konstruktion und Auslegung höchsten Stellenwert haben, findet die Prüfung dieser Proben auf den Lastniveaus 140 MPa und 120 MPa für EN AW-6082-T6 bzw. 150 MPa und 130 MPa für EN AW-7075-T73 statt.

Die Grenzlastspielzahl der Kurve von EN AW-6082-T6 bei 115 °C sowie die der Auslagerversuche liegt bei $5 \cdot 10^6$. Bei den verbleibenden drei Kurven erfolgt die Erprobung bis 10^7 Lastwechsel. Grund für diese Unterteilung sind zeitliche Engpässe bei der Erprobung. Die Nummerierung der Proben aus EN AW-6082-T6 erfolgt mit 101–159, wobei die Proben 127 und 157 bei der Fertigung und Probe 112 bei der Einspannung in die Prüfvorrichtung beschädigt wurden. Bei diesen war eine Erprobung nicht möglich. Proben aus EN AW-7075-T73 sind mit 1–62 nummeriert. Keine Erprobung erfolgte bei den Proben 51–54, diese sind für spätere Versuche aufzubehalten. Anhang C zeigt dabei die Daten der Probeneingangskontrollen für alle Proben.

Anschließend findet die statistische Auswertung der Schwingfestigkeitsdaten mithilfe des Programms SAFD (Statistical Analysis of Fatigue Data) des Instituts für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der RWTH Aachen statt. Die allgemeine Auswertung erfolgt dabei für eine Überlebenswahrscheinlichkeit P_0 von 50 %, auch Kurvendarstellungen für 1 %, 5 % oder 10 % bzw. 99 %, 95 % oder 90 % sind möglich. Nicht möglich ist, zumindest in der verwendeten Version dieser Software, hingegen die Auswertung von Kurven ohne ausgeprägter „Dauerfestigkeit“, wie sie bei Al-Legierungen obligat wäre. Anstelle eines Abknickens der Kurve im Bereich von etwa 10^6 Lastwechseln und Fortlaufens mit geringerer Steigung ist lediglich eine Fortsetzung bei konstanter Spannungsamplitude ab einer definierten Schwingspielzahl möglich. Des Weiteren wäre für eine statistisch valide Auswertung im Bereich der Langzeitfestigkeit eine höhere Probenanzahl notwendig. Der hohe Zeitaufwand der Erprobung auf diesen niedrigen Lastniveaus macht dies im Rahmen dieser Arbeit unmöglich. Diese Gründe lassen eine verlässliche Auswertung lediglich im zeitfesten Bereich zu. Ertragbare Spannungsamplituden werden für eine Schwingspielzahl von $5 \cdot 10^6$ angegeben. Darstellungen mit abknickender Kurve erfolgen mithilfe des Analyse- und Darstellungsprogramms ORIGIN für EN AW-7075-T73 bei 85 °C sowie für die Vergleiche der ausgelagerten mit den nichtausgelagerten Wöhlerkurven beider Werkstoffe. Eine beispielhafte Auswertung von EN AW-6082-T6 bei 115 °C mit Linien verschiedener Überlebenswahrscheinlichkeiten befindet sich in Anhang B. Die Wöhlerlinie für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 % wird mittels linearer Regression erstellt, die Linien für Überlebenswahrscheinlichkeiten von 10 % bzw. 90 % anhand der Vorgabe laut DIN 50100. [28]

4.1.2 Wöhlerversuche

Die nachstehende Abbildung 14 zeigt die Wöhlerlinie der ungekerbten Proben der Al-Legierung EN AW-6082-T6 an Luft bei einer Prüftemperatur von 115 °C. Die Definition der Knicklastspielzahl mit $5 \cdot 10^6$ Lastwechseln und einer Überlebenswahrscheinlichkeit P_U von 50 % resultiert in einer Steigung der Geraden von $k = -7,07$ und einer ertragbaren Lastamplitude bei der genannten Grenzwahrscheinlichkeit von 118,6 MPa. Auf den Lastniveaus 250 MPa, 200 MPa sowie 120 MPa ist eine geringe Streuung vorzufinden. Keine der auf diesen Niveaus geprüften Proben liegt unterhalb von $P_U = 10 \%$ bzw. oberhalb von $P_U = 90 \%$. Bei dem Ausreißer nach unten auf dem Lastniveau 230 MPa handelt es sich um Probe 120, auf deren Bruchfläche in Kapitel 4.2.1 eingegangen wird. Gleiches gilt für Probe 107, die bei 140 MPa eine unterdurchschnittliche Anzahl an Lastwechseln erreicht hat. Die nach $5 \cdot 10^6$ Lastwechseln bei 110 MPa geprüfte Probe 101 wurde auf 170 MPa hochgesetzt. Sie hat dort früher als die weiteren Proben auf diesem Lastniveau versagt. Die Probe wird dennoch in der Auswertung berücksichtigt.

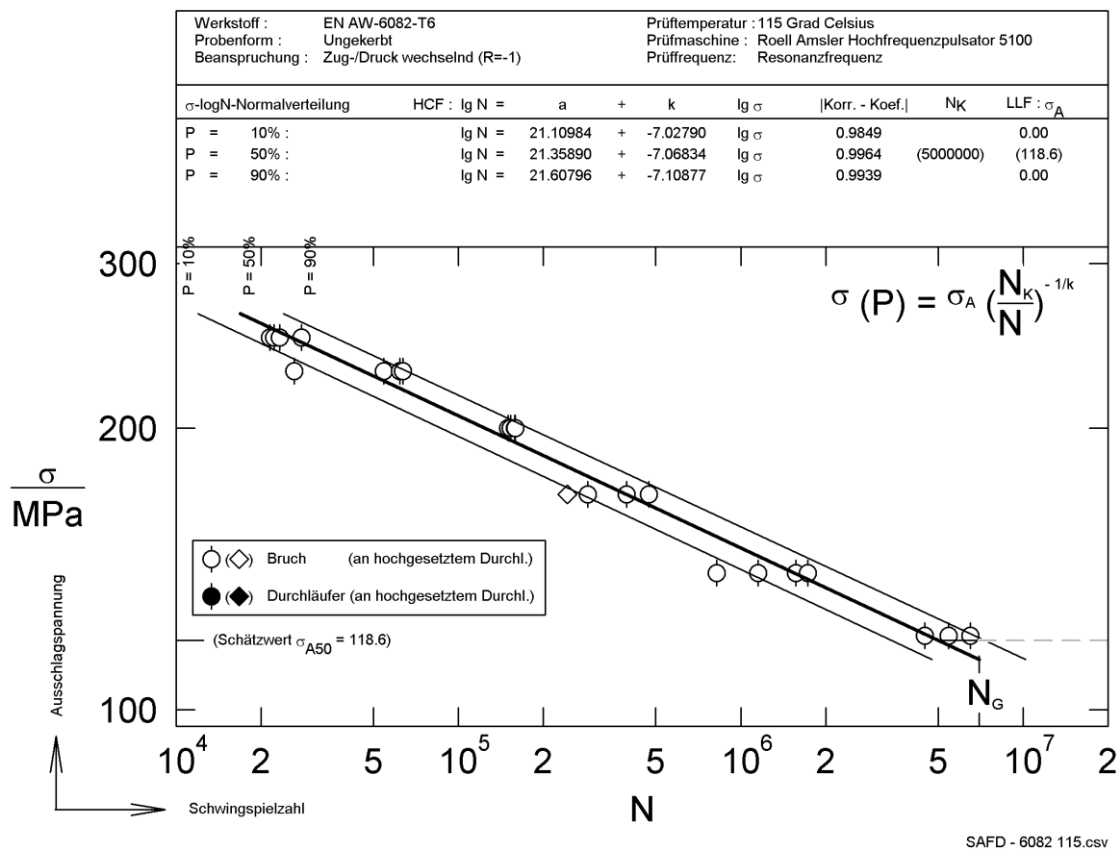


Abbildung 14: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (R = -1, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_U = 50 \%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 118,6 MPa. Die Steigung k liegt bei -7,07.

Die Spannungs-Wöhlerkurve der Al-Knetlegierung EN AW-6082-T6 bei 85 °C ist in Abbildung 15 dargestellt. Die ertragbare Spannungsamplitude wurde abermals für $5 \cdot 10^6$

Lastwechsel ermittelt. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % liegt sie bei 125,8 MPa. Die Steigung k der Wöhlerlinie liegt bei -7,18. Die Streuung fällt auf allen untersuchten Lastniveaus gering aus. Keine Probe liegt signifikant unter bzw. über den betrachteten Überlebenswahrscheinlichkeitslinien von 10 % bzw. 90 %. Aufgrund der Definition der Knicklastspielzahl auf $5 \cdot 10^6$, liegen Proben bei einer Spannungsamplitude von 120 MPa und höherer erreichter Schwingspielzahl unterhalb der für $5 \cdot 10^6$ ermittelten ertragbaren Spannungsamplitude.

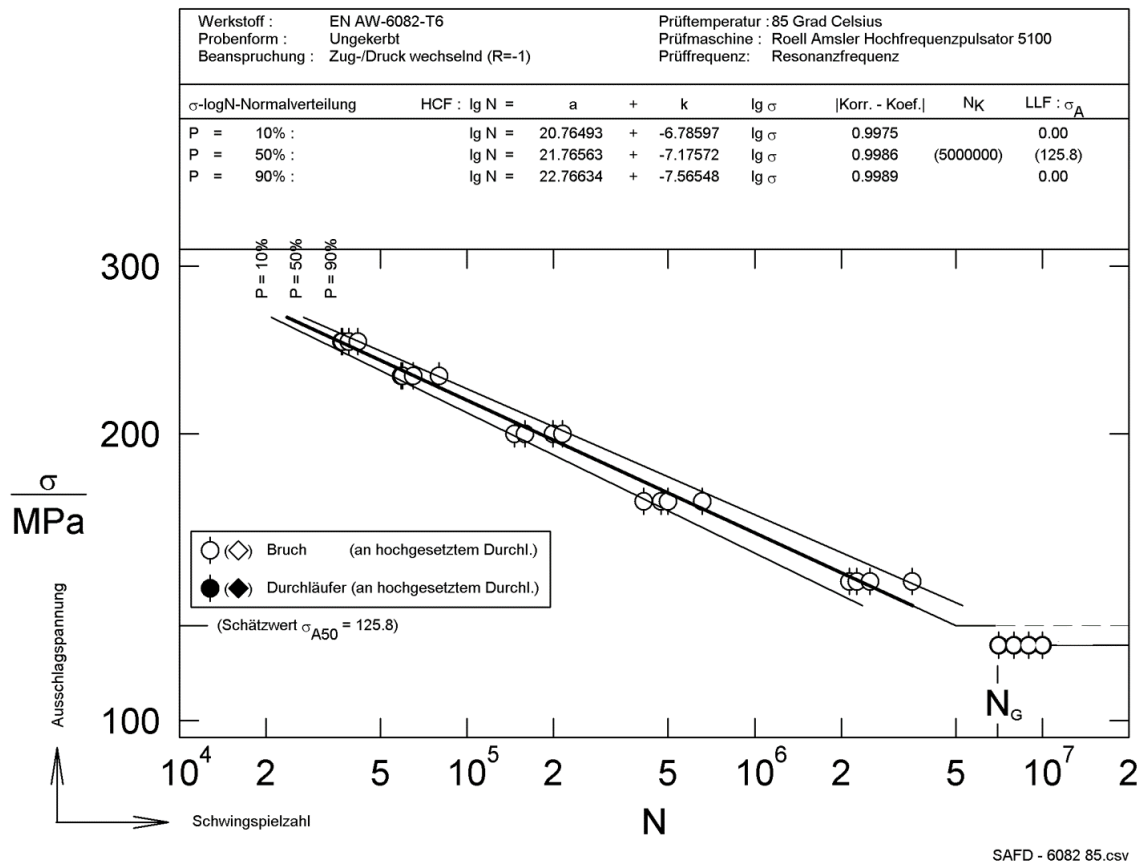


Abbildung 15: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei 85 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (R = -1, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_U = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 125,8 MPa. Die Steigung k liegt bei -7,18.

Abbildung 16 zeigt die ermittelte Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-7075-T73 bei 115 °C. Für eine Grenzwahrscheinlichkeit von $N = 5 \cdot 10^6$ liegt die ertragbare Lastamplitude bei 126,3 MPa. Die Steigung der Geraden beträgt -6,36. Wie die Wöhlerlinien des Werkstoffs EN AW-6082-T6 zeigt diese kein signifikantes Abknicken im betrachteten Zeitfestigkeitsbereich. Die Streuung der Datenpunkte ist deutlich höher als bei EN AW-6082-T6. Das Auswerteprogramm SAFD zeigt dabei fälschlicherweise ein Schneiden der 90 %- sowie der 10 %-Linien mit der Geraden für $P_{\bar{0}} = 50 \%$. Vor allem auf den Lastniveaus 180 MPa sowie 150 MPa sind die Abweichungen der Messpunkte von der ermittelten Wöhlerlinie klar ersichtlich.

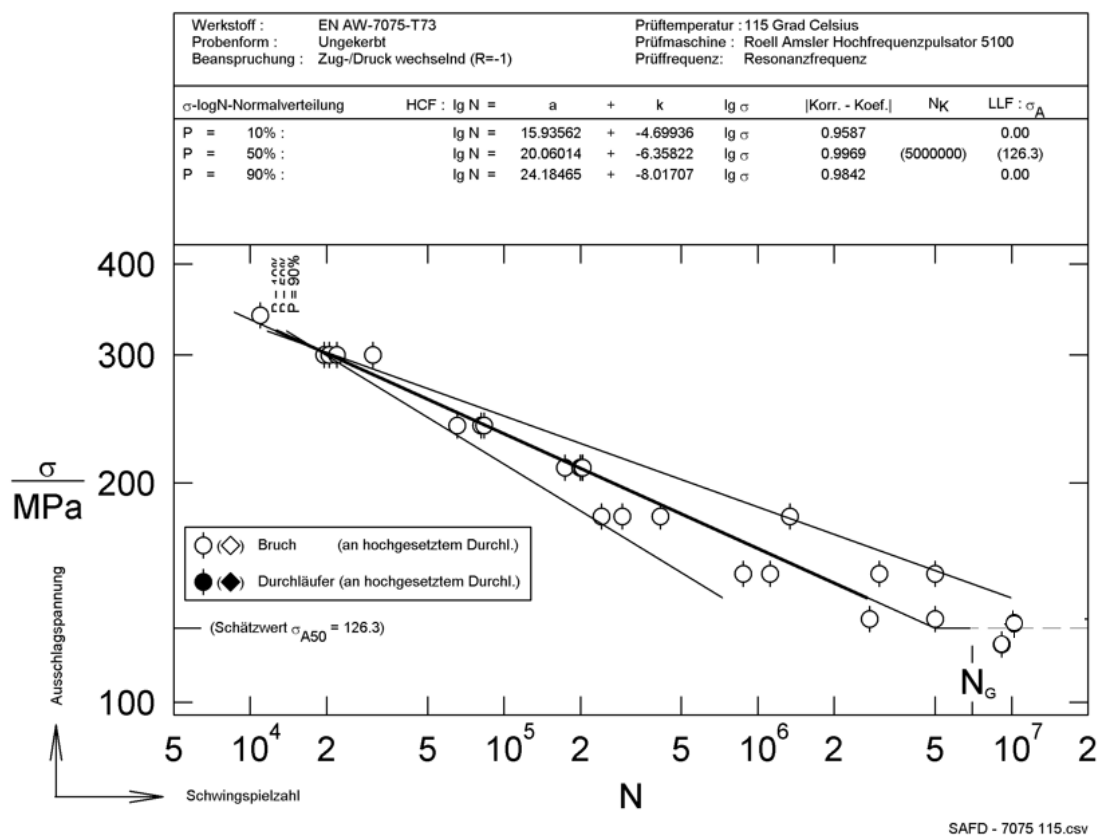


Abbildung 16: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-7075-T73 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (R = -1, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{0}} = 50 \%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 126,3 MPa. Die Steigung k liegt bei -6,36.

Die doppelt logarithmische Auftragung der Messpunkte von EN AW-7075-T73 bei 85 °C zeigt ein klar erkennbares Abknicken im Bereich von 10^6 Lastwechseln. Die Auswertung der Prüfergebnisse war somit durch die Software SAFD nicht möglich, da damit keine abknickenden Typ II-Wöhlerlinien dargestellt werden können. Die Auswertung der Linie für $P_{\bar{0}} = 50 \%$ im Programm ORIGIN liefert eine ertragbare Spannungsamplitude von 162,6 MPa bei definierter Lebensdauer von $N = 5 \cdot 10^6$. Die Steigung k_1 beträgt -6,37, die Steigung k_2 bei

-19,35. Als Knickpunkt der Linie wurde das Lastniveau 180 MPa festgelegt. Somit liegt die Knicklastspielzahl bei etwa $7 \cdot 10^5$.

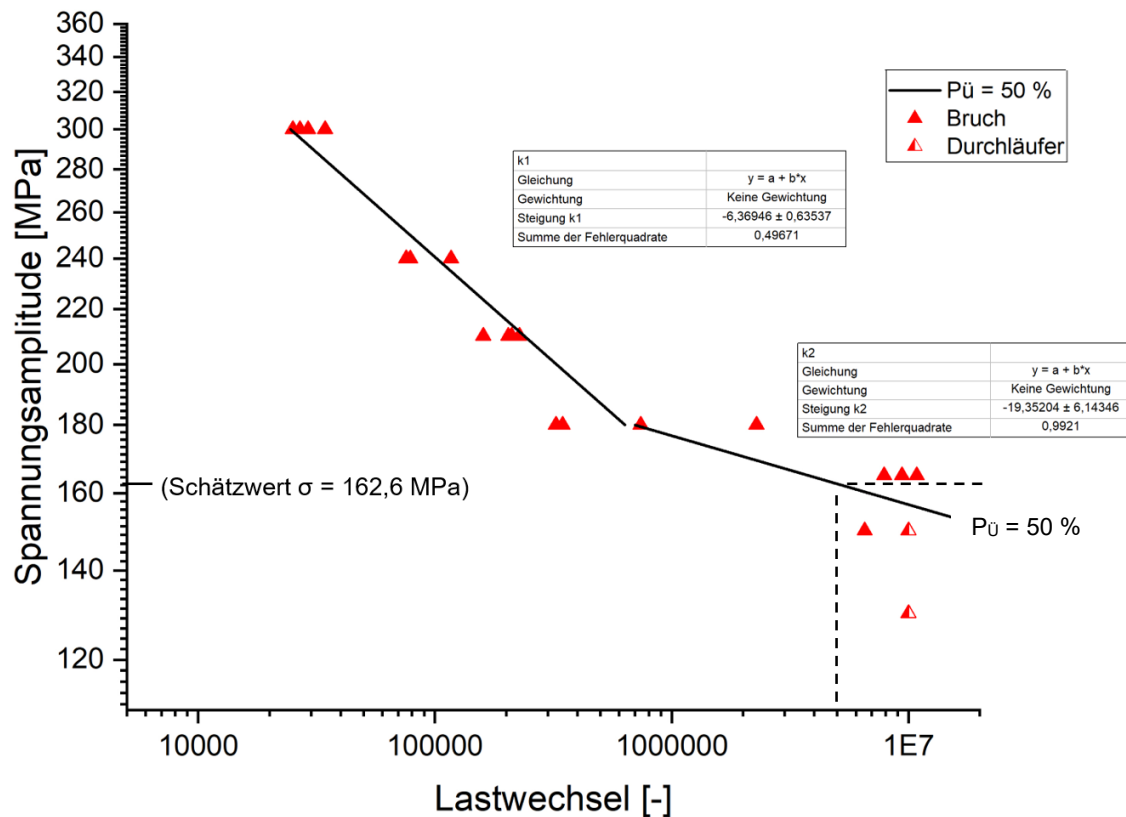


Abbildung 17: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-7075-T73 bei 85 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_U = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 162,6 MPa. Die Steigung k_1 liegt bei -6,37, die Steigung k_2 bei -19,35.

4.1.3 Auslagerungsversuche

Bei beiden betrachteten Werkstoffen sind Auslagerungsversuche bei 115 °C auf zwei Niveaus höherer Lastspielzahlen durchgeführt worden. Aus Zeitgründen musste die Grenzlastspielzahl mit $N = 5 \cdot 10^6$ begrenzt werden. Der Vergleich der jeweiligen nichtausgelagerten Wöhlerkurven mit den ermittelten ausgelagerten „Teilkurven“ ist in den Abbildung 18 und Abbildung 19 dargestellt.

Infolge der Auslagerung kommt es bei EN AW-6082-T6 bei 115 °C zu einer leichten Abnahme der ertragbaren Lastamplitude und damit zu einer geringfügigen Verschiebung der Wöhlerlinie nach links. Die Spannungsamplitude nimmt durch die in Kapitel 3.4 beschriebene Auslagerung von 121 MPa auf 119 MPa ab. Die Steigung der beiden Geraden ist ebenfalls ähnlich. Drei der insgesamt acht Prüfkörper haben bis zur Grenzlastspielzahl nicht versagt und sind als Durchläufer zu werten.

Zu beachten ist hier die Differenz der ertragbaren Spannungsamplituden im nichtausgelagerten Zustand bei $N = 5 \cdot 10^6$ Lastwechseln in den unterschiedlichen

Auswerteprogrammen SAFD und ORIGIN. Die nicht abknickende Auswertung in SAFD ermittelt in Abbildung 14 eine Lastamplitude von 118,6 MPa, während in ORIGIN durch Abknicken der Kurve in Abbildung 18 121 MPa ermittelt werden.

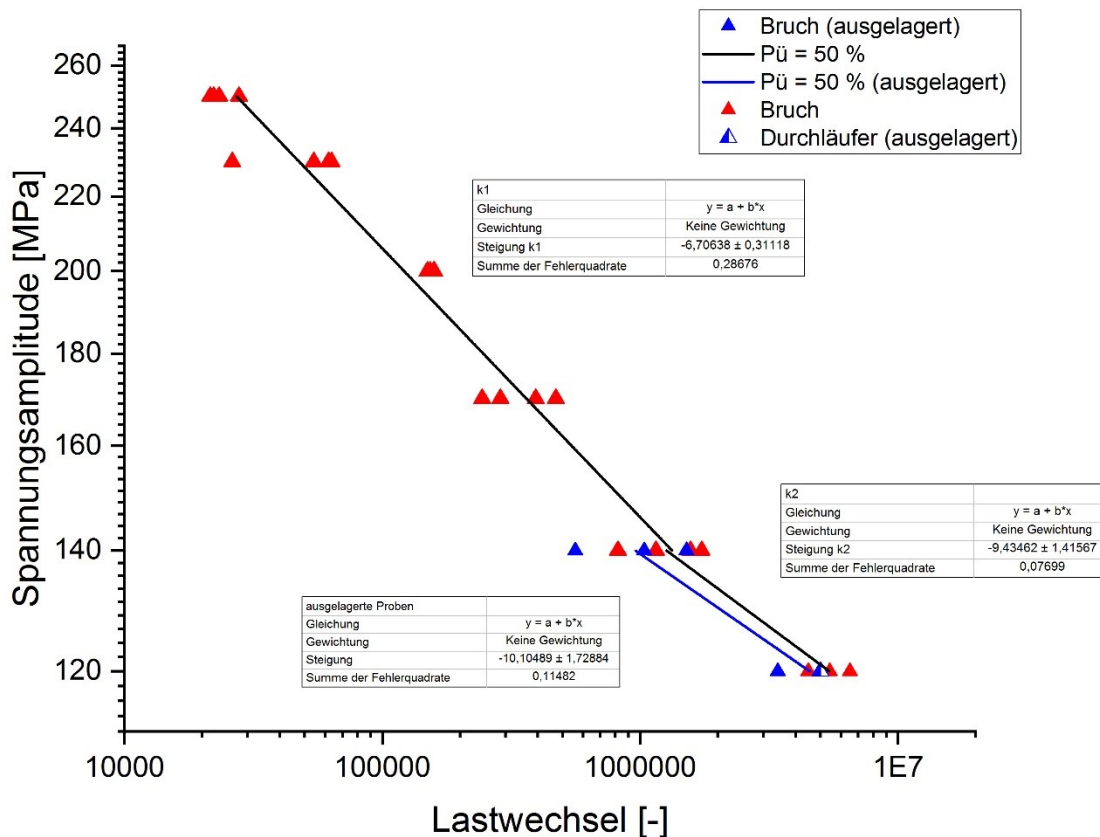


Abbildung 18: Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich im nichtausgelagerten (schwarz) sowie im ausgelagerten Zustand (blau). Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ im nichtausgelagerten Zustand 121 MPa und im ausgelagerten Zustand 119 MPa. Die Steigung k_2 liegt nichtausgelagert bei $-9,43$, ausgelagert bei $-10,10$.

Bei EN AW-7075-T73 bei 115 °C liegen der ausgelagerte und der nichtausgelagerte Abschnitt der Wöhlerkurve nahe beisammen. Die ertragbare Amplitude beträgt 131 MPa bzw. 130 MPa. Die Steigungen sind in einem ähnlichen Bereich. Die Kurven verlaufen deutlich steiler als bei EN AW-6082-T6, wo im Bereich höherer Lastspielzahlen ein leichtes Abknicken ersichtlich ist. Von den insgesamt acht geprüften Proben sind dabei fünf Proben bis $N = 5 \cdot 10^6$ durchgelaufen.

Der aus der Wahl der Auswertemethode resultierende Unterschied der ertragbaren Lastamplitude ist hier abermals ersichtlich. Die SAFD-Auswertung ermittelt dabei 126,3 MPa (siehe Abbildung 16), die ORIGIN-Auswertung in Abbildung 19 hingegen 131 MPa.

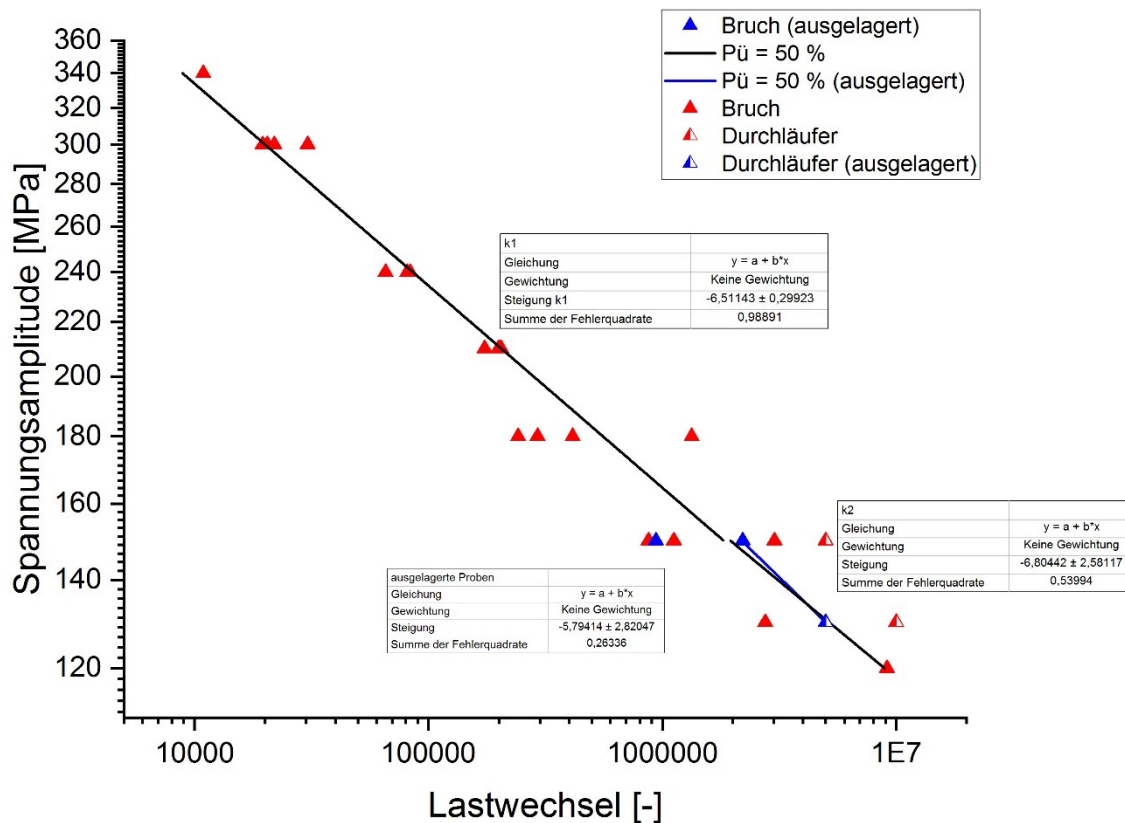


Abbildung 19: Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-7075-T73 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich im nichtausgelagerten (schwarz) sowie im ausgelagerten Zustand (blau). Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{0}} = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ im nichtausgelagerten Zustand 131 MPa und im ausgelagerten Zustand 130 MPa. Die Steigung k_2 liegt nichtausgelagert bei -6,80, ausgelagert bei -5,79.

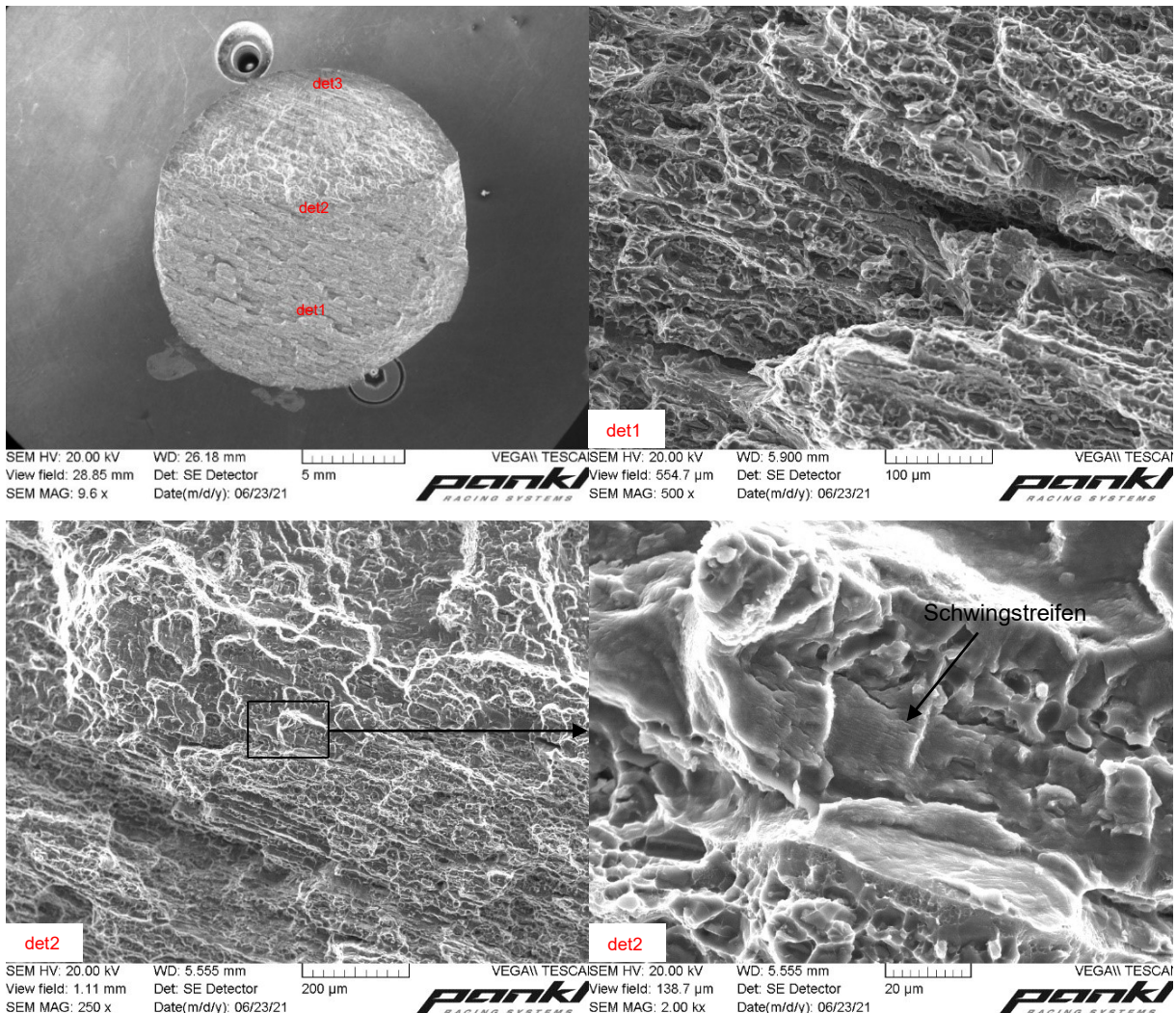
4.2 Bruchflächenanalyse

Von den zerstörten Proben aus der Standardlegierung für Straßenanwendungen EN AW-6082-T6 erfolgt bei 115 °C eine genauere Untersuchung einer Probe je Lastniveau. Falls vorhanden, trifft die Auswahl jeweils die Probe, die innerhalb des Lastniveaus die niedrigste Anzahl an Lastzyklen überstanden hat. Bei diesen Proben ist die Wahrscheinlichkeit eines außerordentlichen Materialfehlers als Bruchauslöser am höchsten. Dafür kommt ein REM mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV zur Anwendung.

4.2.1 EN AW-6082-T6

Die Prüfung von Probe 117 ist bei einer Spannungsamplitude von 120 MPa bei 115 °C erfolgt. Sie liegt mit $5,4 \cdot 10^6$ Lastwechseln nahe der mittleren erreichten Schwingspielzahl auf diesem Lastniveau von $5,5 \cdot 10^6$. Abbildung 20 (links oben) zeigt dabei die Bereiche der Schwingbruchfläche sowie der Restgewaltbruchfläche. Der Schwingbruch nimmt dabei etwa ein Drittel der Gesamtbruchfläche ein. Abbildung 20 (rechts oben) stellt Detail 1 in der

Restbruchfläche in 500-facher Vergrößerung dar. Dabei sind sowohl wabenförmige, duktile Bereiche als auch spröde gebrochene Strukturen erkennbar. Bei den in mehreren Aufnahmen erkennbaren hellen Linien und Randbereiche bei der Detektion von Sekundärelektronen handelt es sich um einen Belichtungseffekt, da hier aufgrund der Oberflächenneigung der Elektronenstrahl flacher auftrifft. Dadurch werden mehr Sekundärelektronen emittiert und folglich detektiert, wodurch die Bereiche heller erscheinen. Abbildung 20 (links Mitte) und Abbildung 20 (rechts Mitte) zeigen den Bereich des Spröd-Duktil-Übergangs. Die in der vergrößerten Aufnahme erkennbaren Schwingstreifen (Striations) weisen am Ende der Schwingbruchfläche größere Abstände voneinander auf. Der Bruchausgang im Bereich von Detail 3 ist in Abbildung 20 (links unten) und Abbildung 20 (rechts unten) dargestellt. Die Schwingstreifen laufen hier zunächst annähernd normal zur vermuteten Bruchrichtung. Kein signifikanter Gefügefehler ist als Bruchausgang erkennbar.



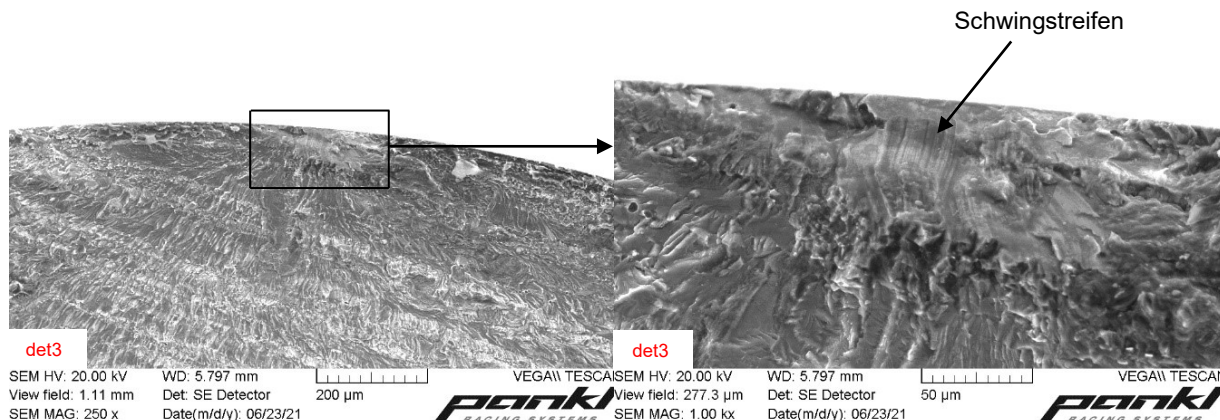


Abbildung 20: Bruchflächen von Probe 117 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 120 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–3. Rechts oben: Detail 1 in der Restbruchfläche. Links Mitte: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang. Rechts Mitte: Vergrößerung von Detail 2 mit erkennbaren Schwingstreifen. Links unten: Detail 3 im Bereich des Bruchausgangs. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 3 mit parallel zur Oberfläche laufenden Schwingstreifen.

Probe 107 wurde bei einer Spannungsamplitude von 140 MPa bei 115 °C geprüft und liegt mit etwa 821.000 Lastwechseln deutlich unter der auf diesem Lastniveau im Mittel erreichten Lastwechselzahl von $1,3 \cdot 10^6$. Abbildung 21 (links oben) zeigt dabei ein ähnliches Verhältnis zwischen Schwing- und Restbruchfläche wie Abbildung 20 (links oben). Die linke und rechte helle Randfläche ist dem erläuterten Belichtungseffekt zuzuordnen. Abbildung 21 (rechts oben) zeigt die wabenartige Struktur des duktilen Gewaltbruchs. Die Walzrichtung des Vormaterials mit der einhergehenden Kornorientierung ist hier von links unten nach rechts oben erkennbar. Abbildung 21 (links Mitte) und Abbildung 21 (rechts Mitte) zeigen Detail 2 und damit den Übergangsbereich der beiden Bruchbereiche. Erste duktile Bruchanteile sind hier ersichtlich. Die vergrößerte Aufnahme zeigt dabei in mehreren Bereichen normal zur Bruchrichtung verlaufende letzte Schwingstreifen. Der Bruchausgang ist darunter in Abbildung 21 (links unten) und Abbildung 21 (rechts unten) ersichtlich. Bei den vom Probenrand ausgehenden glatten Flächen handelt es sich um nach innen geneigte, polierte Oberflächen. Die vergrößerte Aufnahme zeigt eine wolkig erscheinende Ausscheidung im Bereich der Korngrenze. Der oberflächennah ausgegangene Bruch ist durch normal zur Oberfläche verlaufende Schwingstreifen verdeutlicht. Oberhalb der Schwingstreifen ist ein herausgerissenes Partikel erkennbar.

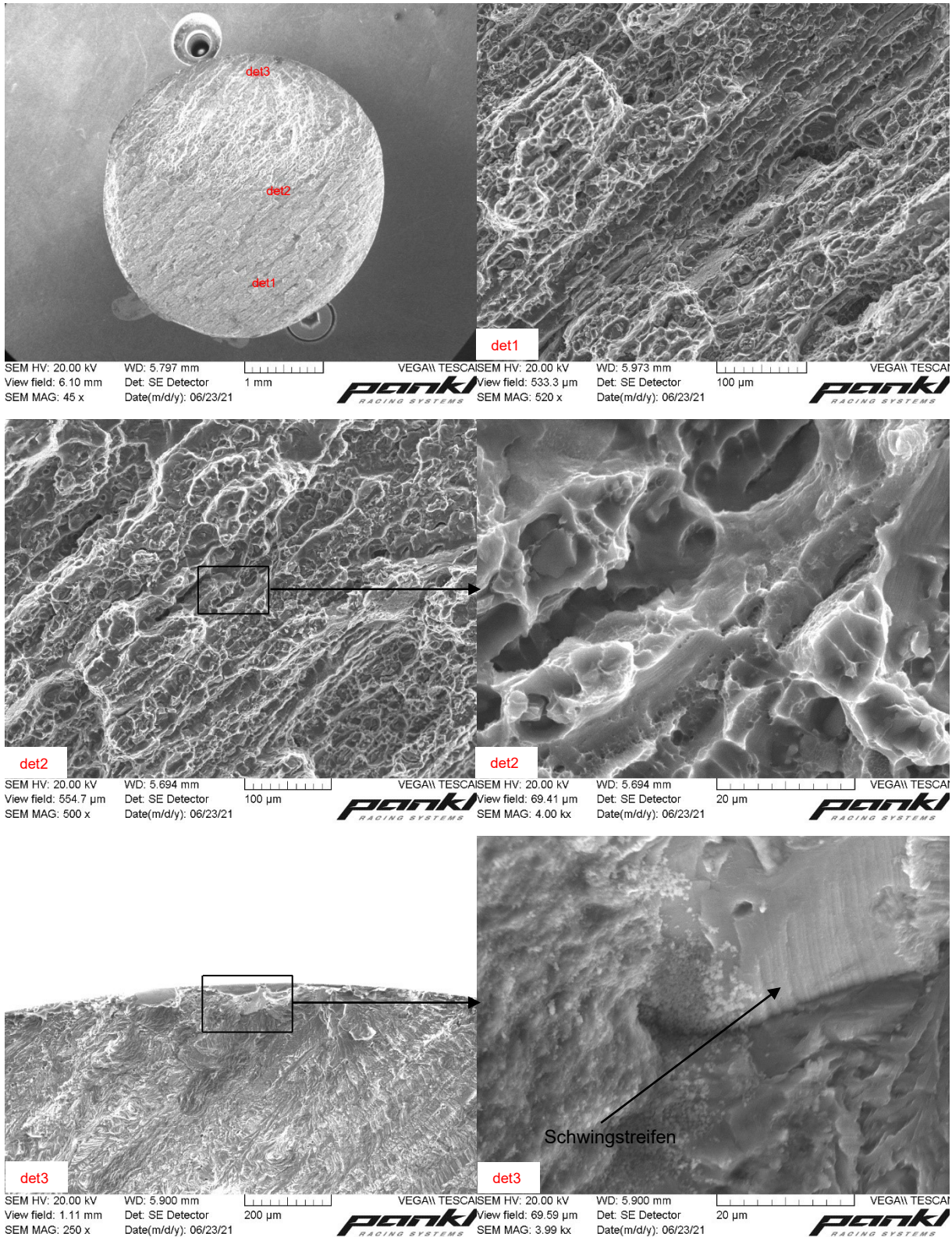
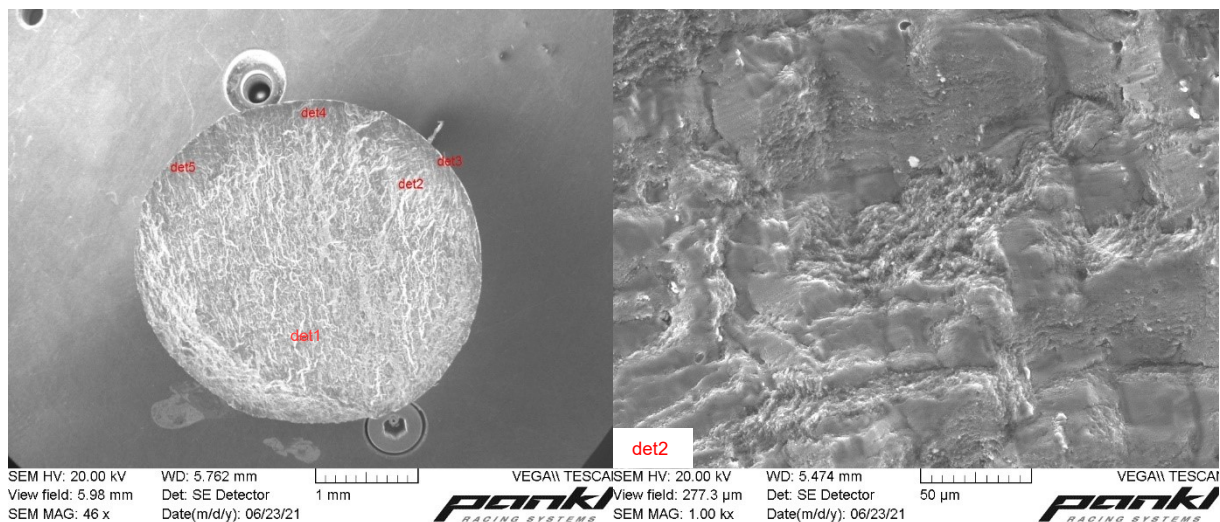


Abbildung 21: Bruchflächen von Probe 107 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 140 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–3. Rechts oben: Detail 1 in der Restbruchfläche. Links Mitte: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang. Rechts Mitte: Vergrößerung von Detail 2 mit erkennbaren letzten Schwingstreifen. Links unten: Detail 3 im Bereich des Bruchausgangs. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 3 mit parallel zur Oberfläche laufenden Schwingstreifen.

Die Erprobung von Probe 110 ist bei einer Spannungsamplitude von 170 MPa bei 115 °C durchgeführt worden. Die erreichte Lastwechselzahl 287.000 liegt unter dem Mittelwert auf diesem Lastniveau von etwa 349.000. Die nach Durchlauf bis $5 \cdot 10^6$ Zyklen bei 110 MPa auf 170 MPa hochgesetzte Probe 101 hat nach lediglich 244.000 Lastwechseln versagt, wurde aufgrund „verhämmerter“ Oberfläche allerdings nicht im REM betrachtet. Abbildung 22 (links oben) zeigt dabei einen Überblick über die Bruchfläche. Drei potenzielle Bruchausgänge sind erkennbar. Einerseits im Bereich von Detail 3, wobei Detail 2 den Übergang zur Restbruchfläche markiert. Andererseits im Bereich der Details 4 und 5 im linken oberen Viertel des Umfangs. Bei dem hellen Areal am Rand des linken unteren Viertels handelt es sich um einen Belichtungseffekt aufgrund der um 45 Grad geneigten Bruchfläche. Detail 1 liegt im großen Bereich der Restgewaltbruchfläche. Er ähnelt den entsprechenden Flächen bei den beiden zuvor betrachteten Proben bei 120 MPa und 140 MPa, ist allerdings weniger deutlich wabenartig. Das in Abbildung 22 (rechts oben) dargestellte Detail 2 zeigt ein Brechen entlang der Korngrenzen. Schwingstreifen sind hier keine erkennbar. Der zugehörige Bruchausgang in Detail 3 ist in Abbildung 22 (links Mitte) ersichtlich. Der Ausgang war oberflächennah und anstelle von Schwingstreifen lässt der stufenförmige Bruchverlauf auf die Ausbreitungsrichtung des Versagens schließen. Bei der hellen, glatten Fläche am Probenrand handelt es sich um die polierte Oberfläche. Abbildung 22 (rechts Mitte) zeigt im Bereich von Detail 5 lokalisierte glatte Bruchflächen und herausgerissene Teilchen. Der Bruchausgang in Detail 4 ist in den Abbildung 22 (links unten) und Abbildung 22 (rechts unten) dargestellt. Dabei ist die eingedellte Oberfläche, unter der der Bruch ausgegangen ist, erkennbar. Die Vergrößerung bringt oberflächennahe Schwingstreifen zum Vorschein.



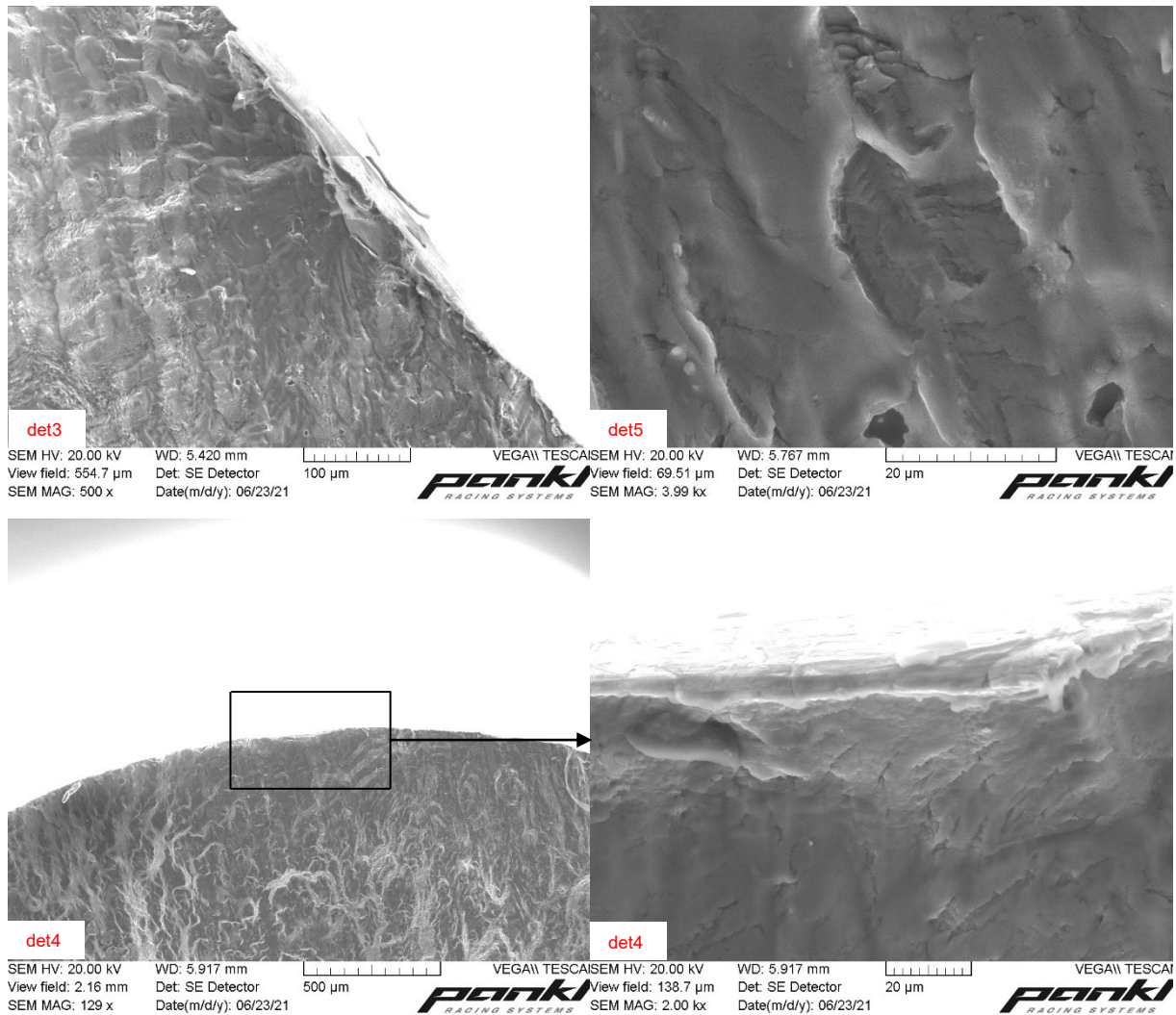
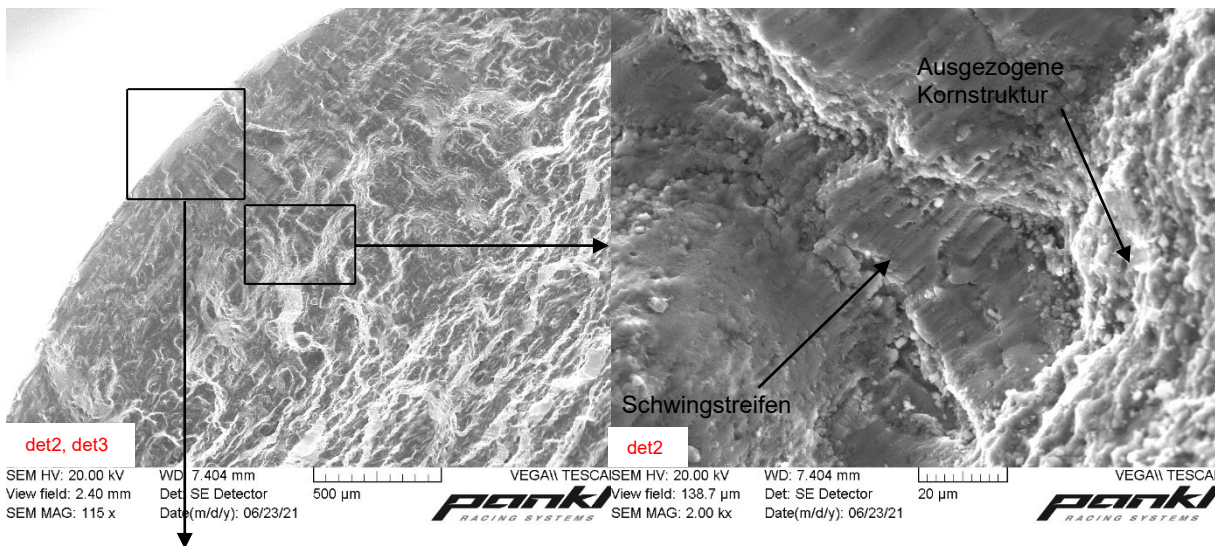
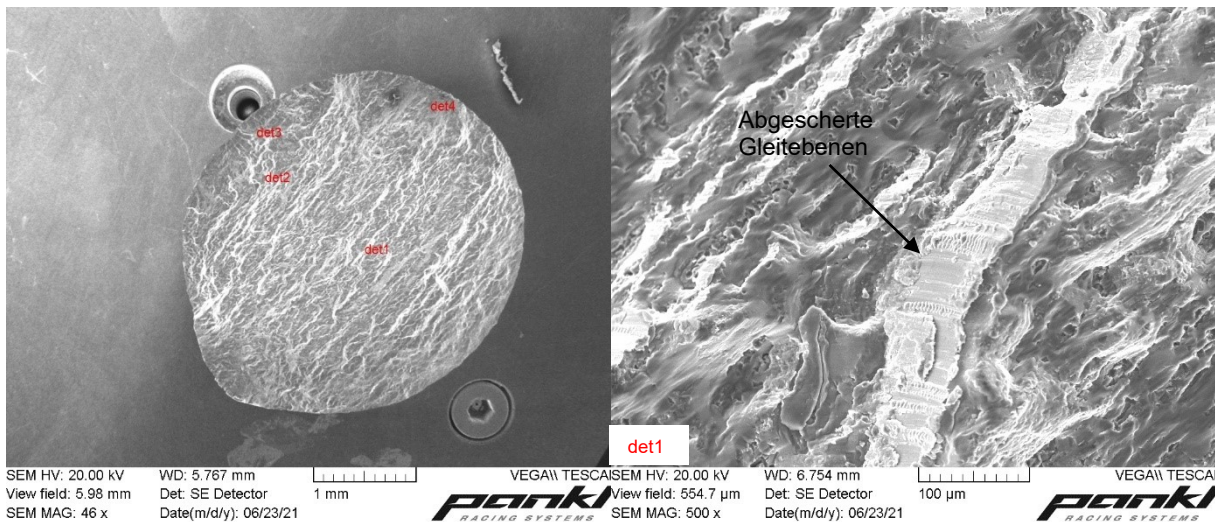


Abbildung 22: Bruchflächen von Probe 110 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 170 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–5. Rechts oben: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang mit Bruch entlang Korngrenze. Links Mitte: Detail 3 im Bereich eines Bruchausgangs mit stufenförmigem Fortschritt. Rechts Mitte: Glatte Bruchverlauf mit ausgebrochenen Flakes im Bereich von Detail 5. Links unten: Oberflächennaher Bruchausgang als Folge einer Delle in Detail 4. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 4 mit erkennbaren Schwingstreifen.

Probe 109 wurde bei einer Spannungsamplitude von 200 MPa bei 115 °C erprobt. Wie die restlichen Proben auf diesem Lastniveau erreichte sie mit 150.000 eine Lastspielzahl nahe dem Mittelwert von etwa 155.000. Abbildung 23 (links oben) stellt die Bruchfläche überblicksmäßig dar. Im linken unteren Viertel ist die teilweise geneigte Bruchebene erkennbar. Die Bruchausgänge liegen in den Bereichen von Detail 3 und 4. Der größte Teil der Bruchfläche zeigt das Verhalten eines Sprödbruchs. Keine signifikante Wabenstruktur ist vorzufinden. Detail 1 zeigt dies repräsentativ in Abbildung 23 (rechts oben). Abgescherte Gleitebenen sind darin ebenso erkennbar. Die in den Details 2 und 3 lokalisierten Bereiche des Bruchausgangs und des Übergangs zum Restgewaltbruch werden in Abbildung 23 (links Mitte) gezeigt. Die Vergrößerung in Abbildung 23 (rechts Mitte) stellt die letzten erkennbaren Schwingstreifen vor dem Restbruch dar. Die, durch Relativbewegung der Körner im Zuge

des Bruchvorgangs gebildeten, gestreckten Kornstrukturen sind ebenso zu sehen. Bei ihnen handelt es sich um Indikatoren für den beschleunigten Schwingbruch, der in diesem Bereich stattfindet. Der Bruchausgang in Abbildung 23 (links unten) erscheint relativ glatt, was auf eine verriebene Oberfläche schließen lässt. Oberflächennah ist ein kantiges Partikel in der Größe von etwa 20 µm erkennbar. Auch Abbildung 23 (rechts unten) im Bereich des zweiten Bruchausgangs in Detail 4 weist diese auf. Die Oberfläche erscheint ebenfalls glatt. Auch sind einige helle und eingeformte Teilchen erkennbar. Der ebenso nahe der Oberfläche gelegene Bruchausgang wurde allerdings nicht durch diese Partikel ausgelöst.



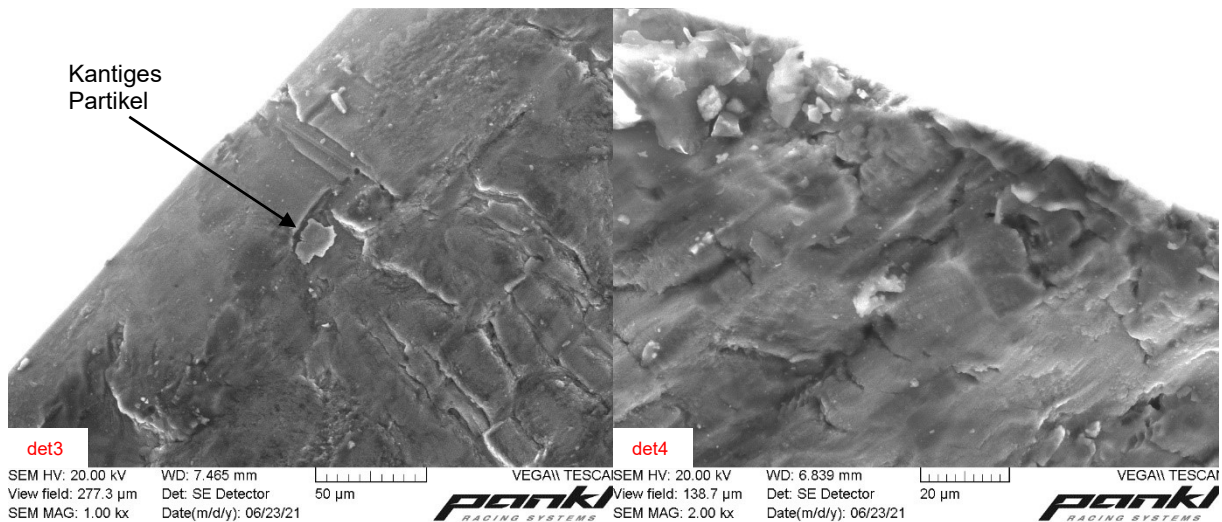
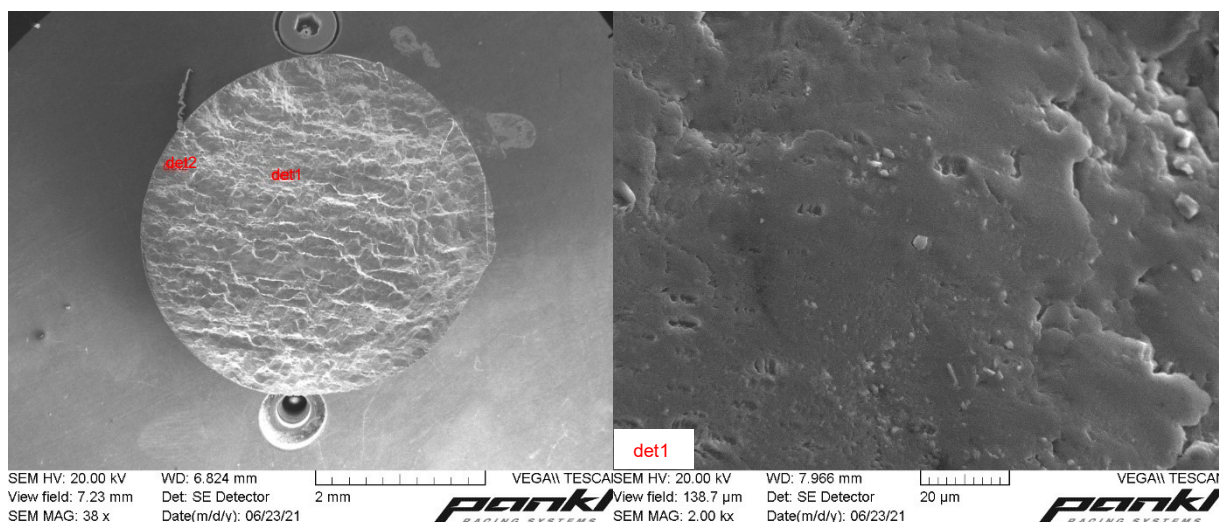


Abbildung 23: Bruchflächen von Probe 109 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 200 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–4. Rechts oben: Detail 1 im Bereich des Sprödbruchs mit abgescherten Ebenen. Links Mitte: Details 2 und 3 mit markiertem Bruchausgang und Übergang zur Restbruchfläche. Rechts Mitte: Details 2 mit letzten erkennbaren Schwingstreifen vor Übergang zum Restbruch. Links unten: Oberflächennaher Bruchausgang in Detail 3. Rechts unten: Oberflächennaher Bruchausgang in Detail 4.

Probe 120 hat bei einer Spannungsamplitude von 230 MPa bei 115 °C eine Schwingspielzahl von circa 26.000 erreicht. Sie stellt in Relation zur mittleren Lebensdauer von etwa 52.000 Lastwechseln einen Ausreißer dar. In der Überblicksaufnahme Abbildung 24 (links oben) ist erkennbar, dass der Bruch spröde verlaufen ist. Auch in den Aufnahmen höherer Vergrößerung sind keine wabenartigen Strukturen auffindbar. Bei der vorliegenden Probe kann kein Rissausgangspunkt ausgemacht werden. Detail 1 zeigt in Abbildung 24 (rechts oben) einige helle Partikel mit Größen von unter 3 µm. Die Betrachtung der Randzone unter der Detektion von Rückstreuelektronen bringt einen etwa 40 µm dicken und über ein Viertel des Probenumfangs laufenden dunklen Streifen zum Vorschein. In Abbildung 24 (links unten) und Abbildung 24 (rechts unten) ist dieser dargestellt. Es könnte sich dabei um eingearbeitete Schleifpaste aus der Probenfertigung handeln.



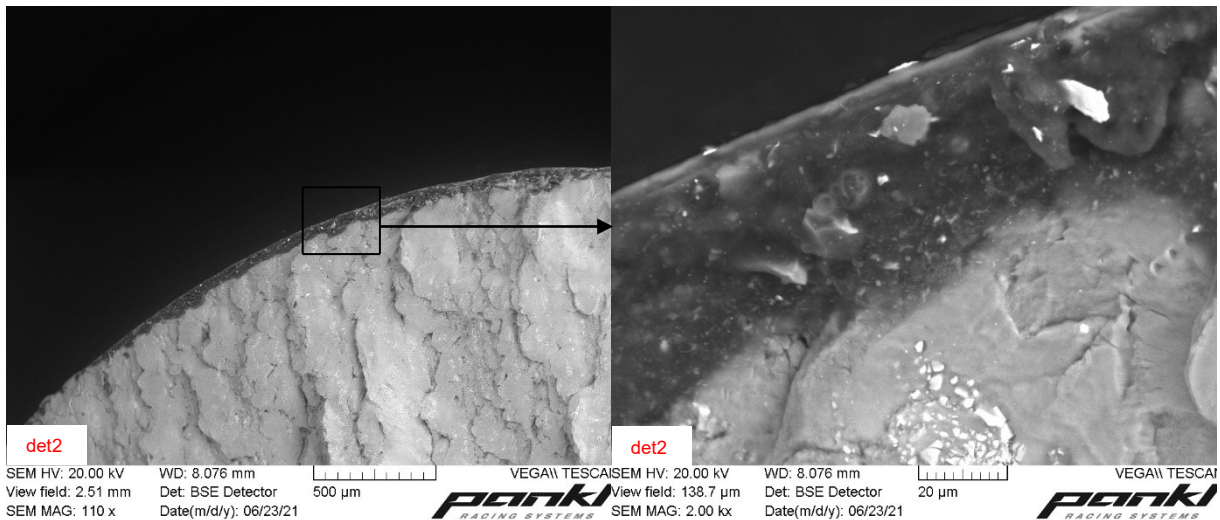


Abbildung 24: Bruchflächen von Probe 120 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 230 MPa im REM. Links oben: Gesamtaufnahme mit dem Sekundärelektronendetektor. Rechts oben: Detail 1 mit glatter Bruchoberfläche und mikrometergroßen Partikeln mit dem Sekundärelektronendetektor. Links unten: Mit Fremdstoff bedeckte Oberfläche in Detail 2 im Rückstreuelektronendetektor. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 2 im Rückstreuelektronendetektor.

Die Prüfung von Probe 116 hat bei einer Spannungsamplitude von 250 MPa bei 115 °C stattgefunden. Sie war mit etwa 28.000 Lastwechseln die langlebigste Probe auf diesem Lastniveau, auf dem im Mittel 24.000 Schwingspiele erreicht wurden. Abgesehen von der hier nicht bedeckten Probenoberfläche, entspricht das Versagen dem des Sprödbruchs der Probe 120 in Abbildung 24. Auch kann kein Bruchausgangsort bestimmt werden. Abbildung 25 zeigt Überblicksaufnahmen sowohl vom Sekundärelektronendetektor als auch vom Rückstreuelektronendetektor.

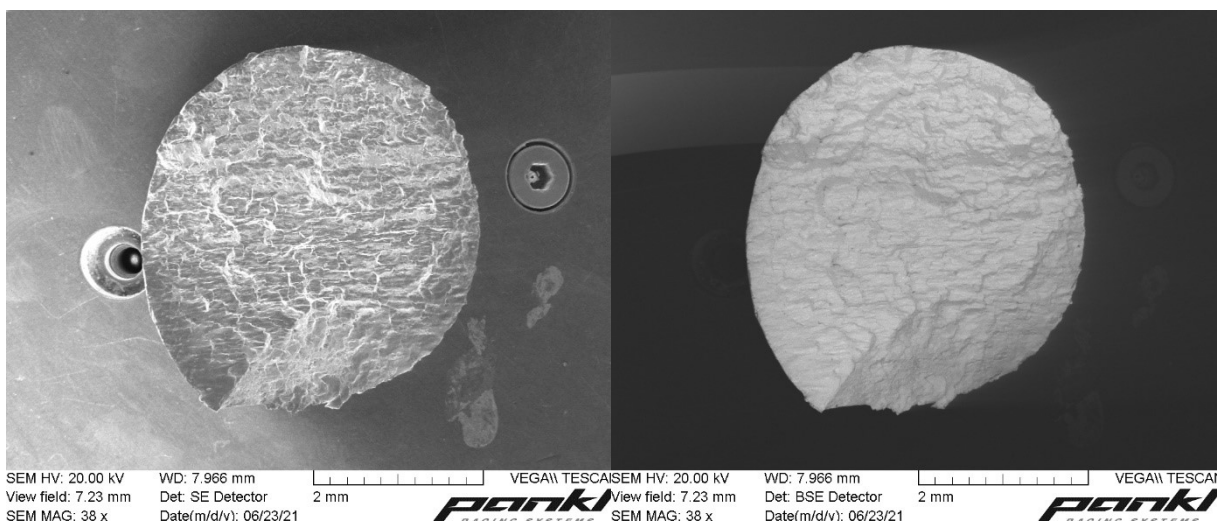


Abbildung 25: Bruchflächen von Probe 109 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 250 MPa im REM. Links: Gesamtaufnahme mit dem Sekundärelektronendetektor. Rechts: Gesamtaufnahme mit dem Rückstreuelektronendetektor.

4.3 Gefügeanalyse und Härte

Von ausgewählten Proben beider Legierungen werden Schliffe in der Orientierungsrichtung der Proben, der LT-Richtung, gefertigt. Als Vormaterial dienen, sowohl für EN AW-6082-T6 als auch für EN AW-7075-T73, Walzplatten. Im Falle der Al-Mg-Si-Legierung belaufen sich die Abmessungen auf 360 (L) x 290 (LT) x 70 (ST) mm, bei der höherfesten Al-Zn-Legierung auf 395 (L) x 290 (LT) x 160 (ST) mm. Die Proben wurden zuvor bei 115 °C geprüft und die Entnahme erfolgt im verjüngten Bereich. Je Werkstoff findet die Betrachtung einer Probe im Bereich der Kurzzeitfestigkeit, der Zeitfestigkeit sowie der Langzeitfestigkeit statt. Zusätzlich erfolgt die Untersuchung jeweils einer ausgelagerten Probe.

4.3.1 EN AW-6082-T6

Für die Legierung EN AW-6082-T6 wurde eine Härte von 118,2 HB mit einer Standardabweichung von 2,4 ermittelt. Aufnahmen der Untersuchung der Mikrostruktur von EN AW-6082-T6 sind in Abbildung 26 dargestellt. Durch Verwendung der Barker-Ätzung sind klare Strukturen erkennbar. Im Gegensatz zu den Aufnahmen mit der anfangs verwendeten Weck-Ätzung handelt es sich dabei um keine Ätzartefakte, sondern um Körner, die mit klaren Korngrenzen umgeben sind. Zwischen den verschiedenen betrachteten Proben können Unterschiede hinsichtlich in der Kornstruktur ausgemacht werden. Abbildung 26 (links oben) und Abbildung 26 (rechts oben) zeigen dies in Übersichtsaufnahmen der Proben 110 bzw. 116. In der bei 170 MPa geprüften Probe 110 erscheinen die Körner länglich und in LT-Richtung gestreckt. In etwas abgeschwächter Form aber dennoch deutlich ist dies auch in der Mikrostruktur der ausgelagerten Probe 152 erkennbar, die bei 140 MPa erprobt wurde. Die vergrößerten Aufnahmen dieser Proben in Abbildung 26 (links Mitte) sowie Abbildung 26 (rechts unten) zeigen dies. Im Gegensatz dazu zeigt die zweite Übersichtsaufnahme in Abbildung 26 (rechts oben) von Probe 116 eine deutlich gleichmäßigere und richtungsunabhängige Struktur. Solche Unterschiede sind hier nicht unbedingt zu erwarten bzw. können auf keine plausiblen Gründe zurückgeführt werden. Dieses Erscheinungsbild ist auch in der Vergrößerung in Abbildung 26 (rechts Mitte) sowie in Probe 117, die in Abbildung 26 (links unten) dargestellt ist, zu erkennen. Die besagten Proben wurden bei 250 MPa bzw. 120 MPa schwinggeprüft. Der farbliche Unterschied ist zu vernachlässigen, da die Farbe lediglich die oberflächliche Orientierung des Kristallits widerspiegelt.

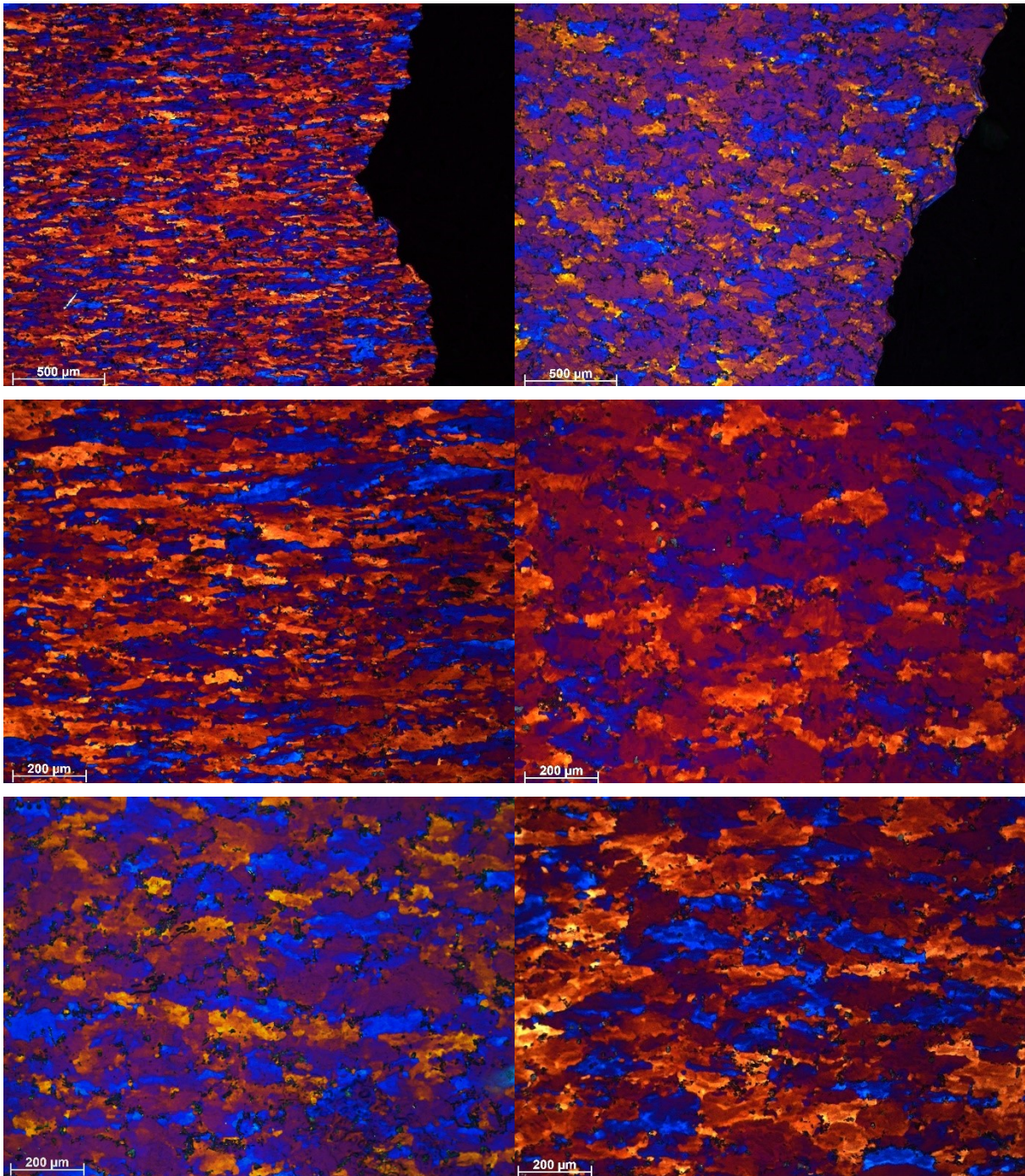
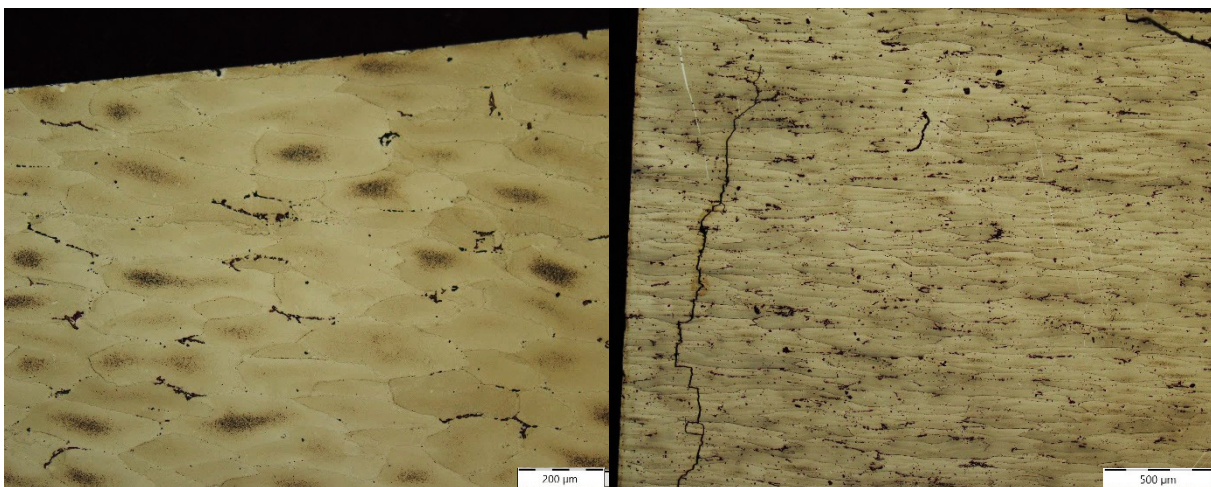


Abbildung 26: Gefügeaufnahmen von bei 115 °C geprüften Proben aus EN AW-6082-T6 mit 10 %iger Barker-Ätzung im Lichtmikroskop. Links oben: Übersichtsaufnahme von Probe 110 (Zeitfestigkeit) nahe der Bruchfläche mit deutlich erkennbarer Walzstruktur. Rechts oben: Übersichtsaufnahme der Probe 116 (Kurzzeitfestigkeit) mit homogeneren Substrukturen. Links Mitte: Vergrößerte Darstellung von Probe 110 (Zeitfestigkeit) mit gestreckten Körnern, die in LT-Richtung mehrere 100 µm Ausdehnung haben. Rechts Mitte: Probe 116 (Kurzzeitfestigkeit) zeigt eine gleichmäßige Struktur mit leichter Tendenz in Walzrichtung. Links unten: Aufnahme von Probe 117 (Langzeitfestigkeit), die der Mikrostruktur von Probe 116 ähnelt. Rechts unten: Das Gefüge von Probe 152 (ausgelagert, Langzeitfestigkeit) erscheint gestreckter als in Probe 116, allerdings in geringerem Ausmaß als Probe 110.

4.3.2 EN AW-7075-T73

Die gemessene Härte der verwendeten EN AW-7075-T73 Legierung liegt bei 156 HB. Die Standardabweichung beläuft sich auf 2,1. Abbildung 27 (links oben) zeigt eine Aufnahme der im Bereich der Kurzzeitfestigkeit bei 300 MPa geprüften Probe 2 im Lichtmikroskop unter 100-facher Vergrößerung. Die leicht in Längsrichtung gestreckten Körner mit klar erkennbaren Grenzen haben Längen von 200–300 µm. Entlang der Korngrenzen sind teilweise eingeformte Ausscheidungen erkennbar. Innerhalb der Körner sind wolkenartige Anreicherungen vorzufinden. Eine in stärkerer Ausprägung zeilenförmig angeordnete Kornstruktur ist in Abbildung 27 (links Mitte) bei Probe 11 unter 200-facher Vergrößerung erkennbar. Sie wurde bei einer Spannungsamplitude von 180 MPa im Bereich der Zeitfestigkeit geprüft. Ähnlich wie in der zuvor beschriebenen Probe treten Korngrenzausscheidungen auf. Abbildung 27 (rechts oben) und Abbildung 27 (rechts Mitte) bilden gemeinsam den schädigenden Riss dieser Probe, der den Werkstoff nicht vollständig getrennt hat, in 50-facher Vergrößerung ab. Durch Abweichung von der Resonanzfrequenz als Folge des fortschreitenden Rissbildung kommt es zum Versuchsabbruch des Pulsators. Aufgrund dessen wurde die Probe im Zuge der Schwingprüfung nicht vollständig durchtrennt. Der hauptsächlich transkristalline Rissfortschritt ist dabei erkennbar. Abbildung 27 (links unten) zeigt das Gefüge der bis $9,1 \cdot 10^6$ Lastwechsel bei 120 MPa geprüften Probe 10. Betreffend Kornstruktur und Korngrenzausscheidungen ähnelt es dem von Probe 2. Im Unterschied dazu ist bei Probe 10 hingegen eine etwas stärkere Anreicherung innerhalb der Körner ersichtlich. Die ausgelagerte und auf dem Langzeitniveau 150 MPa geprüfte Probe 56 in Abbildung 27 (rechts unten) weist Ähnlichkeit mit Probe 11 auf: stark gestreckte Kornstruktur, Korngrenzausscheidungen und marginal erkennbare Ablagerungen innerhalb der Körner.



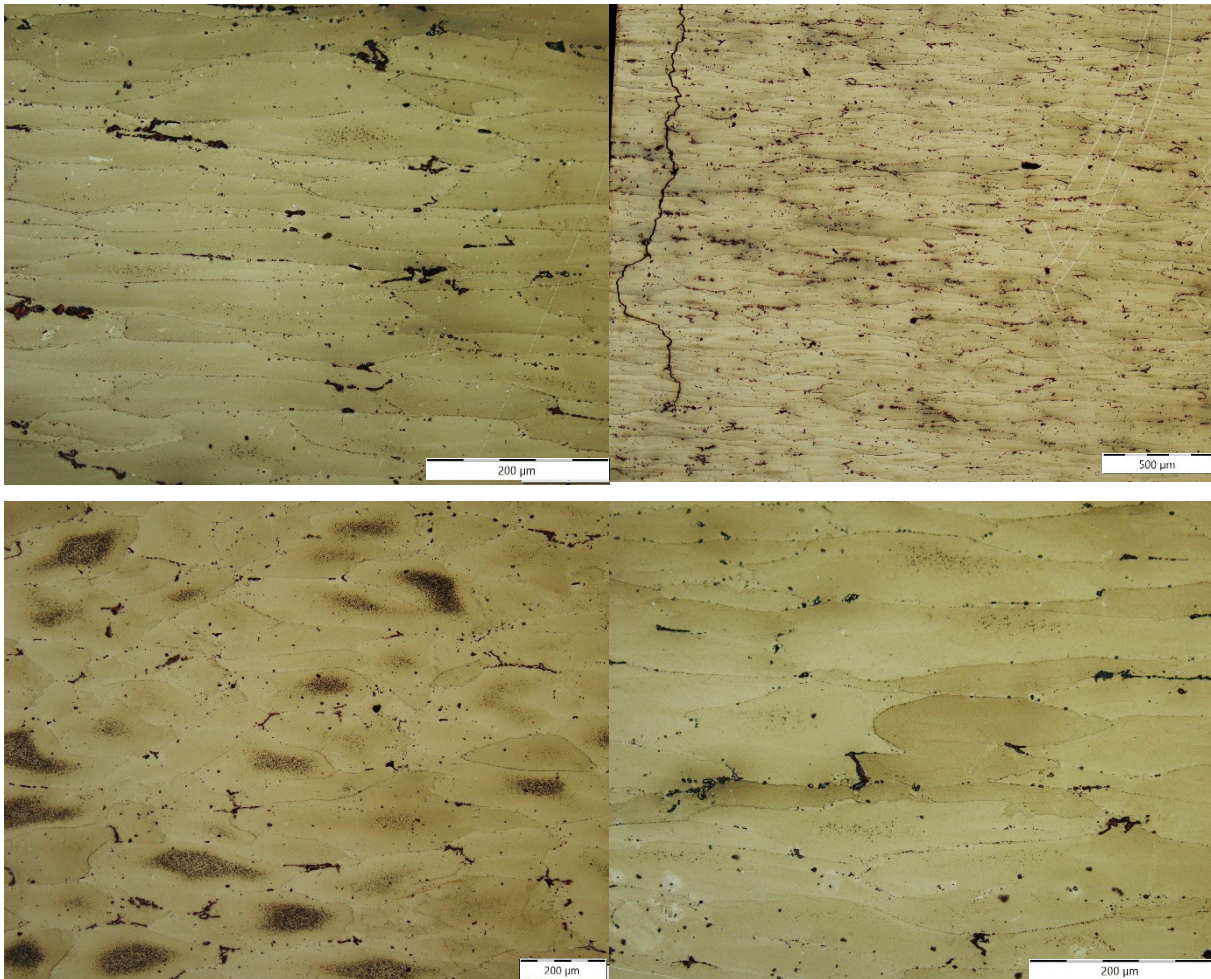


Abbildung 27: Gefügeaufnahmen von bei 115 °C geprüften Proben aus EN AW-7075-T73 unter Flick-Ätzung im Lichtmikroskop. Links oben: Probe 2 (Kurzzeitfestigkeit) mit leicht gestreckter Kornstruktur mit Ablagerungen entlang der Korngrenzen und Anreicherungen in den Körnern. Rechts oben und rechts Mitte: Probe 11 (Zeitfestigkeit) mit typischem Walzgefüge. Ebenso erkennbarer Rissverlauf ohne vollständiger Materialtrennung. Links Mitte: Vergrößerte Aufnahme der in Probe 11 vorgefundenen gestreckten Kornstruktur. Links unten: Probe 10 (Langzeitfestigkeit) mit leicht länglichen Körnern und Anreicherungen im Korn sowie an den Korngrenzen. Rechts unten: Probe 56 (ausgelagert, Langzeitfestigkeit) mit stark gerichteten Körnern sowie Ablagerungen an den Korngrenzen.

4.4 Einfluss der Probenqualität auf die Schwingfestigkeit

Für die Untersuchung eines Einflusses der Probenqualität auf die Ergebnisse konnte ein Großteil der Proben miteinbezogen werden. Informationen über die Vorgehensweise sind dabei Kapitel 3.6 zu entnehmen. Keine Berücksichtigung fanden Proben auf Lastniveaus mit mehr als einem Durchläufer, Proben auf Lastniveaus mit zwei oder weniger Messpunkten sowie die Proben der Auslagerungsversuche. In Summe handelt es sich um 86 Proben, die zur Auswertung verwendet wurden. Grundsätzlich findet die Ermittlung der Probenperformance anhand der Lage einer Probe in Relation zur linearen Regression statt. Aufgrund des ausgeprägten Abknickens der Wöhlerkurve von EN AW-7075-T73 bei 85 °C ist hier ausnahmsweise die Lage in Relation zur mittleren Schwingenspielzahl zielführender. Bei

den drei restlichen Kombinationen der Prüfbedingungen aus Temperatur und Werkstoff sind die Unterschiede zwischen den Auswertevarianten unerheblich, da die lineare Regression den mittleren Schwingenspielzahlen jedes einzelnen Lastniveaus sehr nahekommen. In Abbildung 28 ist dieser Unterschied zwischen der Kurve von EN AW-7075-T73 bei 85 °C und einer der Wöhlerkurve ohne signifikantem Abknickpunkt am Beispiel von EN AW-6082-T6 bei 85 °C aufgezeigt.

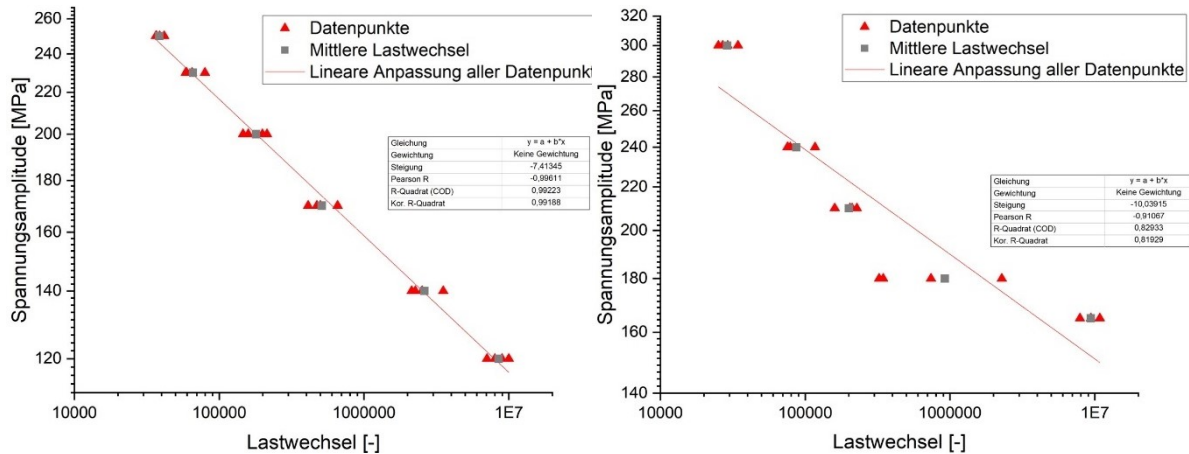


Abbildung 28: Datenpunkte der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 (links) und EN AW-7075-T73 (rechts) bei 85 °C aus Kapitel 4.1.2. Die grauen Punkte stellen die mittleren Schwingenspielzahlen je Lastniveau dar. Die rote Linie entspricht der linearen Regression durch alle Messpunkte. Links: Geringe Abweichung der im Mittel erreichten Lastniveaus von der linearen Anpassungsgeraden bei EN AW-6082-T6 bei 85 °C. Rechts: Deutliche Abweichung der grau dargestellten Punkte von der Regressionsgeraden bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C.

Die Berechnung der Rangkorrelationskoeffizienten für die 86 Beobachtungspaare ist im Anhang abgebildet. Die errechneten Werte sind in Tabelle 6 ersichtlich.

Tabelle 6: Übersicht der auf Korrelation untersuchten Parameter sowie die zugehörigen ermittelten Spearman-Koeffizienten.

Untersuchte Korrelation	Spearman-Koeffizient [-]
Abweichung vom mittleren Durchmesser im Prüfquerschnitt – Abweichung vom Wert der linearen Regression auf dem Lastniveau	0,066
Abweichung von der mittleren axialen Abweichung der Einspannpunkte – Abweichung vom Wert der linearen Regression auf dem Lastniveau	0,068
Abweichung von der mittleren Rautiefe R_z – Abweichung vom Wert der linearen Regression auf dem Lastniveau	0,091
Abweichung von der mittleren Mittenrauheit R_a – Abweichung vom Wert der linearen Regression auf dem Lastniveau	0,080

Neben den Korrelationskoeffizienten, die auf einen möglichen Zusammenhang zwischen der Höhe der erreichten Lastspielzahlen und der Höhe eines der gemessenen Parameter hindeuten können, kann auch der Einfluss der besagten Parameter auf die Streuung

untersucht werden. Dabei findet ein Vergleich der Mittelwerte der verschiedenen Prüfparameter innerhalb einer Wöhlerkurve mit der Abweichung von der linearen Regression statt. Da die Streuung betrachtet wird, sind Abweichungen nach oben und nach unten als gleich zu betrachten. Wie zuvor erläutert, sind bei der Kurve von EN AW-7075-T73 bei 85 °C die Mittelwerte auf den jeweiligen Lastniveaus heranzuziehen. Die zugehörige Übersicht zu dieser Betrachtung liefert dabei Tabelle 7. Die Daten darin zeigen, dass die Streuung der Ergebnisse von EN AW-7075-T73, insbesondere bei 85 °C, deutlich höher ausfällt als bei EN AW-6082-T6. Zwar ist die Auswertemethode mit abknickender Wöhlerlinie bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C eine andere, aber aufgrund der Lage der Messpunkte alternativlos. Eine lineare Auswertung hätte eine noch höhere Streuung zur Folge. Bei den Unterschieden der Werte der Probenqualität muss eine differenzierte Betrachtung angestellt werden: Während die Werte der Rauheit R_a und R_z sowie die der mittleren Durchmesser in geringem Ausmaß unterschiedlich sind, ist die Differenz bei der Höhe der axialen Abweichung um ein Vielfaches höher und überschreitet zudem als einzige den zulässigen Grenzwert von 0,01 mm.

Tabelle 7: Übersicht über die Werte der untersuchten Probenparameter und der Streuung innerhalb der betrachteten Wöhlerkurven. Für die vier untersuchten Kombinationen aus Werkstoff und Prüftemperatur sind folgende Kennwerte dargestellt: Die ersten vier Spalten zeigen den Mittelwert der axialen Abweichung, der Rauheitskenngößen R_a und R_z sowie des Probendurchmessers aller untersuchten Proben der jeweiligen Wöhlerlinie. Die rechte Spalte zeigt die mittlere prozentuelle Abweichung der Proben der Wöhlerkurve von der linearen Regression (bzw. der im Mittel auf dem jeweiligen Lastniveau erreichten Lastspielzahl bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C). Die Richtung der Abweichung ist dabei unerheblich.

Wöhlerkurve	Mittelwert der axialen Abweichung [mm]	Mittelwert von R_a [μm]	Mittelwert von R_z [μm]	Mittelwert des Durchmessers [mm]	Abweichung von der mittleren Lastspielzahl [%]
EN AW-6082-T6 bei 85 °C	0,015	0,041	0,328	6,061	23 %
EN AW-6082-T6 bei 115 °C	0,013	0,042	0,343	6,060	15 %
EN AW-7075-T73 bei 85 °C	0,058	0,033	0,243	6,073	40 %
EN AW-7075-T73 bei 115 °C	0,052	0,033	0,244	6,072	25 %

5 Diskussion

Um einen Überblick über die Ergebnisse der durchgeführten Schwingversuche zu bekommen, sind die zentralen Daten in Tabelle 8 dargestellt. Die Erwartung auf Basis der FKM-Richtlinie und der statischen Festigkeitswerte der Pankl Racing Systems AG wird für EN AW-6082-T6 bei beiden Temperaturen und für EN AW-7075-T73 bei 85 °C übertroffen. Lediglich bei EN AW-7075-T73 bei 115 °C wird ein niedrigerer Wert erreicht. Dies ist auf ein Ausbleiben des Abknickens der Wöhlerlinie bei dieser Temperatur zurückzuführen. Grundannahme ist dabei die Gültigkeit der zugrundeliegenden Zugfestigkeitsdaten aus Kapitel 3.2. Auf den Vergleich zu den Daten bei Raumtemperatur in Spalte 4 von EN AW-6082-T6 wird im nachfolgenden Kapitel eingegangen. Spalte 5 ist zu entnehmen, dass die Erwartung der FKM-Richtlinie mit einem Langzeitfestigkeitsverhältnis von 0,3 mehrheitlich übertroffen wird. Abgesehen von EN AW-7075-T73 bei 115 °C, liegen alle ertragbaren Lastamplituden innerhalb der im Vorfeld abgeschätzten Bereiche in Tabelle 3 in Kapitel 3.2. Dies bestätigt die Annahme aus der Literatur, wonach der Langzeitfestigkeitsfaktor für Al-Knetlegierungen grundsätzlich im Bereich von 0,3 bis 0,4 angenommen werden kann. [5]

Tabelle 8: Übersicht über die ertragbaren Lastamplituden für eine Schwingspielzahl von $N = 5 \cdot 10^6$ und eine Überlebenswahrscheinlichkeit P_u von 50 %, die Steigung k_1 sowie optional über die Steigung k_2 . In den letzten beiden Spalten sind die Abnahme der ertragbaren Spannungsamplitude im Vergleich zu Raumtemperatur bei EN AW-6082-T6 sowie die Abweichung in Relation zu den Werten aus Tabelle 3 in Kapitel 3.2 dargestellt. Mithilfe der FKM-Richtlinie werden darin die ertragbaren Spannungsamplituden für ein Langzeitfestigkeitsverhältnis von 0,3 prognostiziert.

Werkstoff und Temperatur	Ertragbare Spannungsamplitude [MPa]	Steigung k_1 [-]	Abnahme im Vergleich zu Raumtemperatur [%]	Abweichung zu FKM-Richtlinie [%]
EN AW-6082-T6 bei 85 °C	125,8	-7,18	-6,7	+14
EN AW-6082-T6 bei 115 °C	118,6	-7,07	-12,1	+12
EN AW-7075-T73 bei 85 °C	162,6	-6,37 ($k_2 = -19,35$)	-	+19
EN AW-7075-T73 bei 115 °C	126,3	-6,36	-	-4

Die durchgeführten Gefügebildungen lassen – abgesehen von der Ätzmethode – keine konsistent auftretenden Unterschiede zwischen den untersuchten Werkstoffen erkennen. Artefakte wie beispielsweise Ablagerungen in Körnern oder an Korngrenzen sind lediglich in manchen Aufnahmen ersichtlich, ihr Auftreten oder Nichtauftreten kann mit den verwendeten Mitteln allerdings nicht logisch erläutert werden. Bei beiden Werkstoffen hingegen entspricht die Kornmorphologie wie erwartet einer gestreckten Walzstruktur. Diese ist bei dem

verwendeten Plattenmaterial typisch. Aufnahmen mit schwächer ausgeprägter Kornstreckung könnten aus Plattenbereichen stammen, die geringere Umformgrade erfahren haben. Da die exakten Positionen der einzelnen untersuchten Proben allerdings nicht bekannt sind, kann dies nicht bestätigt werden. Die durchgeführte Auslagerung hat bei beiden Werkstoffen keinen ersichtlichen Einfluss auf das Gefüge.

5.1 EN AW-6082-T6

Die ermittelten Wöhlerlinien bei 85 °C sowie bei 115 °C sind in Abbildung 29 im Vergleich zu dem Verlauf bei Raumtemperatur dargestellt. Für eine Schwingspielzahl von $5 \cdot 10^6$ liegt die ertragbare Spannungsamplitude bei 85 °C bei 125,8 MPa, was eine Reduktion um 6,7 % zu Raumtemperatur bedeutet. Bei 115 °C fällt die Abnahme noch stärker aus und nimmt um 12,1 % auf 118,6 MPa ab.

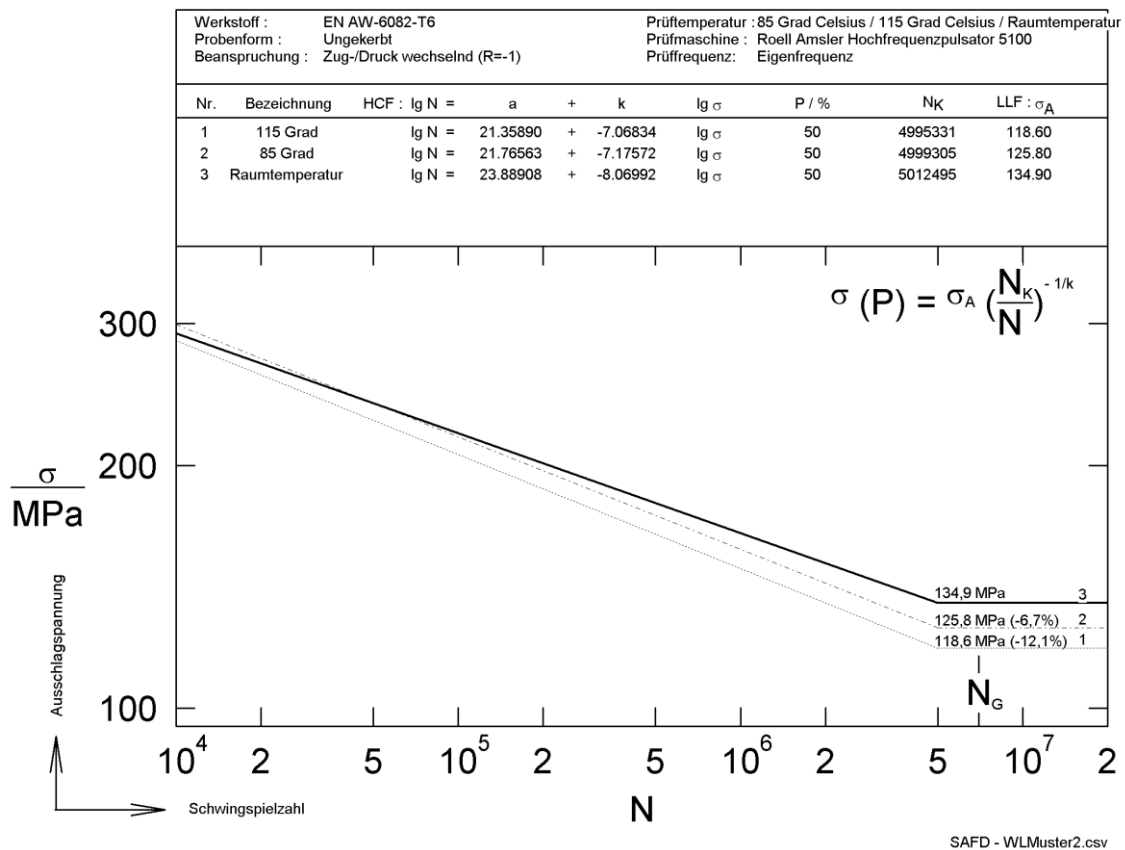


Abbildung 29: Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 bei 115 °C, 85 °C sowie Raumtemperatur unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (R = -1, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Die ertragbare Lastamplitude bei $5 \cdot 10^6$ liegt bei 85 °C um 6,7 % niedriger als bei Raumtemperatur. Bei einer Prüftemperatur von 115 °C nimmt sie um 12,1 % ab. Die Linien fallen mit steigender Temperatur steiler ab.

Basierend auf den in Abbildung 2 ersichtlichen Grenzen für irreversible Festigkeitsabnahmen, dürfte diese in den Versuchen der vorliegenden Arbeit nicht erreicht worden sein. Eine Erprobung mit der ungefähren Schwingungsfrequenz von 100 Hz bei der

Grenzwahingspielzahl von 10^7 ergibt eine Glühzeit von 27,8 h. Für eine Glühtemperatur von 115 °C ergibt sich ein Larson-Miller-Parameter von 8320. In Kapitel 2.1.3 ist aufgezeigt, dass erst Werte ab etwa 9000 als kritisch angesehen werden. Dafür wäre bei dieser Temperatur eine Glühzeit von etwa 60 Tagen notwendig. [1, 7]

Hinsichtlich der Quantifizierung des Temperatureinflusses muss zuvor die Vergleichbarkeit mit den Daten bei Raumtemperatur hinterfragt werden. Diese in Kapitel 3.2 abgebildete Kurve setzt sich aus Proben in ST- und LT-Richtung zusammen, die nur in Kombination ausreichend Datenpunkte für eine Auswertung liefern. Erwartungsgemäß haben die LT-Proben dabei bei gleicher Prüfspannung mehrheitlich höhere Schwahingspielzahlen erreicht. Da dies die einzige Versuchsbedingung ist, die zu den Erprobungen dieser Arbeit neben der Prüftemperatur variiert wurde, unterschätzen die ermittelten Ergebnisse vermutlich die Abnahme der Ermüdungsfestigkeit durch Temperaturerhöhung.

Obwohl nur für den Bereich der Kurzzeitfestigkeit ermittelt, stimmen die ermittelten Abnahmen bei 85 °C bzw. 115 °C mit den Ergebnissen von Srivatsan et al. für die Al-Mg-Si-Legierung EN AW-6061-T651 ungefähr überein. Diese liegen für 100 °C bei etwa -10 %. [14] Der Temperaturfaktor der FKM-Richtlinie unterschätzt hingegen die Abnahme der Ermüdungsfestigkeit durch den Temperatureinfluss. Für 85 °C prognostiziert er eine Reduktion um lediglich 4,2 %, für 115 °C um 7,8 %. Auch hier ist der Einfluss der unterschiedlichen Versuchsbedingungen bezogen auf die Probenrichtung fraglich.

Die allgemein geringe Streuung der ermittelten Wöhlerlinien deutet auf eine ausreichend gute Probenqualität hin, worauf in Kapitel 5.3 genauer eingegangen wird. Lediglich drei Proben aus EN AW-6082-T6 haben die Linie für $P_{\dot{U}} = 90\%$ unterschritten. Auf diese Proben – 101, 107 und 120 – soll genauer eingegangen werden. Die Erprobung erfolgt bei allen auf einer Temperatur von 115 °C .

- Probe 120 stellt auf dem Lastniveau von 230 MPa einen Ausreißer nach unten dar. Im REM wurde daraufhin eine teilweise Bedeckung des polierten Probenumfangs festgestellt. Nach Absprache mit dem Probenfertiger Horvat Maschinenbau GmbH wird vermutet, dass es im Rahmen des Feinpoliervorgangs zu einer Einarbeitung der Schleifpaste an der Probenoberfläche gekommen ist. Abbildung 24 (rechts unten) und Abbildung 24 (links unten) zeigen eine unebene Oberfläche des helleren Grundwerkstoffes, die von der öllöslichen Schleifpaste mit SiC-Körnern bedeckt und eingeebnet worden sein dürfte.
- Die bei 110 MPa durchgelaufene und anschließend auf 170 MPa hochgesetzte Probe 101, hat eine unterdurchschnittliche Lastspielzahl auf diesem Niveau erreicht, was auf eine Vorschädigung infolge der ersten Erprobung hindeutet.
- Bei mehreren Proben, unter anderem bei Probe 107 auf 140 MPa in Abbildung 21 (links Mitte) sind ähnlich gerichtete Brüche entlang der Korngrenzen erkennbar. Als

Erklärungen für dieses Erscheinungsbild dient einerseits die mögliche Biegebelastung, die sich aufgrund der axialen Abweichung der Einspannstellen ergeben kann oder andererseits eine niedrigere Festigkeit der Korngrenzen, die als Folge der Walzrichtung und Kornausrichtung tragend wird. Auch Korngrenzausscheidungen können diese Konsequenz haben. Die lokalisierten glatten Strukturen in Abbildung 21 (rechts Mitte) könnten eine Folge der Walzrichtung sein, wonach der Bruch zwischen zwei Faserverläufen stattgefunden haben dürfte.

Bei den in einigen Aufnahmen erkennbaren kantigen Partikeln, unter anderem in Abbildung 23 (links unten), dürfte es sich aufgrund der Form um extern eingebrachte Teilchen handeln. Diese dürften demnach nicht der Grund für das Versagen gewesen sein. Aufgrund der hellen Erscheinung könnte es sich um ein Eisenpartikel vom Prüfstand handeln.

Im Rahmen der REM-Untersuchung auf allen Lastniveaus von EN AW-6082-T6 bei 115 °C konnte außerdem eine klare Abhängigkeit des Anteils der Restbruchfläche von der Prüfspannung ermittelt werden. Zusätzlich zeigt sich, je höher die auferlegte Spannungsamplitude, desto größer der Anteil des spröden Gewaltbruchs an der Gesamtbruchfläche bzw. die Restbruchfläche. Während der Restbruch bei 120 MPa in Abbildung 20 (links oben) etwa ein Drittel der Gesamtfläche ausmacht, ist der Bruch bei 230 MPa in Abbildung 24 (links oben) bereits gänzlich spröd.

Im Rahmen der Auslagerungsversuche musste aus Zeitgründen eine Grenzlastspielzahl von $5 \cdot 10^6$ Lastwechseln gewählt werden. Diese wurde von drei der insgesamt acht Proben erreicht. Die Ergebnisse der in Kapitel 4.1.3 beschriebenen Versuche sind folgendermaßen zu resümieren: Lastamplituden von 120 MPa sind sowohl im nichtausgelagerten als auch im ausgelagerten Zustand für EN AW-6082-T6 bei 115 °C für $5 \cdot 10^6$ Lastwechsel erträglich. Das genaue Ausmaß der Abnahme durch die Auslagerung kann mit den vorliegenden Ergebnissen nicht beziffert werden.

5.2 EN AW-7075-T73

Für den Vergleich der Schwingfestigkeit von EN AW-7075-T73 bei unterschiedlichen Temperaturen stehen keine sinnvoll vergleichbaren Daten bei Raumtemperatur zu Verfügung. Daten der FKM-Richtlinie oder der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. beschreiben zwar ähnliche Sachverhalte bei Raumtemperatur, weichen allerdings deutlich von den in dieser Arbeit ermittelten Werten ab. Die der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. entstammen einer Versuchsplanung, die sich nur in der Herkunft des Vormaterial unterscheidet. Die Verwendung von Stabmaterial in L-Richtung hatte zur Folge, dass die ermittelte Lastamplitude bei etwa 250 MPa für $N = 5 \cdot 10^6$ liegt. [20] Eine gemeinsame Betrachtung mit den Ergebnissen dieser Arbeit ist somit nicht zielführend. Ergo

kann lediglich ein Vergleich zwischen 85 °C und 115 °C angestellt werden. Mit einer Abnahme um etwa 22 % fällt diese signifikanter als bei EN AW-6082-T6 aus, bei welcher diese circa 6 % beträgt. Im Unterschied zu EN AW-6082-T6, wo bei einer Prüftemperatur von 85 °C kein Abknicken der Wöhlerkurve im betrachteten Bereich ausgemacht werden kann, ist dies bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C der Fall. Eine Verschiebung der Knicklastspielzahl nach oben oder ein grundsätzliches Ausbleiben des Abknickens deuten auf eine Folge des Temperatureinflusses hin.

Der Grund für die stärkere Abnahme der Schwingfestigkeit im Bereich von 85 °C auf 115 °C bei EN AW-7075-T73 könnte in den Diffusionsgeschwindigkeiten der Legierungselemente liegen. In der 7xxx-Legierung sind höhere Legierungsanteile lediglich bei schnell diffundierenden Elementen wie Zn, Mg und Cu vorzufinden. Die Hauptlegierungselemente von EN AW-6082-T6, Si und Mg, zählen zwar auch zu den schnell diffundierenden Legierungselementen, allerdings ist der Anteil des langsam diffundierenden Mn mit 0,7 Massen-% deutlich höher als 0,07 Massen-% bei der Al-Zn-Legierung. Dies wäre eine Erklärung der besseren Temperaturbeständigkeit der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T6, da durch erhöhte Temperatur induzierte Diffusionsprozesse infolge des Mn-Gehalts verzögert einsetzen. [3, 4]

Die Streuung der erreichten Lastspielzahlen ist bei EN AW-7075-T73 signifikant höher, was bei der Kurve bei 115 °C durch den Verlauf der Linien für $P_{\bar{0}} = 90\%$ sowie $P_{\bar{0}} = 10\%$ ersichtlich ist. Bei der Wöhlerlinie für 85 °C ist dies auf den Niveaus höherer Lastspielzahlen erkennbar.

Hinsichtlich der Ergebnisse der Auslagerungsversuche gelten die Aussagen aus Kapitel 0 analog: Lastamplituden von 130 MPa sind für Schwingspielzahlen von $N = 5 \cdot 10^6$ im nichtausgelagerten sowie im ausgelagerten Zustand für EN AW-7075-T73 bei 115 °C ertragbar. Im Vergleich zu EN AW-6082-T6 bei 115 °C konnte bei EN AW-7075-T73 bei gleicher Temperatur und gleichem Auslagerungsprogramm kein anderes Verhalten festgestellt werden.

5.3 Probenqualität

Die Ermittlung der Korrelationskoeffizienten zwischen Parametern der Probenqualität und der Probenperformance hat gezeigt, dass es im Bereich der erreichten Fertigungsqualität zu keinem Einfluss auf die Prüfergebnisse durch unterschiedliche Probenqualität kommt. In Kapitel 4.4 wurde erläutert, dass keine Korrelation zwischen Performance und Qualität hergestellt werden kann, das heißt eine bessere Qualität nicht zwingend für höhere Performance sorgt. Alle ermittelten Spearman-Rangkorrelationskoeffizienten sind kleiner als 0,1, was laut Literatur auf keine Korrelation schließen lässt. [27] Es kann gesagt werden,

dass die Schwankung der Fertigungsparameter im unterkritischen Bereich, bezogen auf die Performance, liegt. Mit anderen Worten, selbst vorliegende Proben mit beispielsweise höherer Oberflächenrauheit verursachen kein verfrühtes Versagen durch Kerbwirkung. Die Ursachen für Schädigung liegen woanders, beispielsweise bei Materialinhomogenitäten. Zusammengefasst kann gesagt werden, dass Proben besserer Fertigungsqualität im Schwingversuch nicht besser abschneiden. Ein Zusammenwirken mehrerer Faktoren, sowie deren Einfluss auf die Performance, wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht.

Ein Einfluss der Probenqualität, wie zum Beispiel der im Mittel deutlich höheren axialen Abweichung der Proben aus EN AW-7075-T73, auf die Ergebnisse kann dennoch nicht ausgeschlossen werden. Dies könnte sich darin manifestieren, dass eine schlechtere Fertigungsqualität einen Einfluss auf die Ergebnisse in Form höherer Streuung hat. Die Ergebnisse aus Tabelle 7 deuten dabei auf einen Trend hin: Umso höher die axiale Abweichung der verwendeten Proben im Mittel ist, desto höher auch die Abweichung von der mittleren Lastspielzahl. Dies würde nicht zwingend zu einer höheren oder niedrigeren erträglichen Lastamplitude führen, jedoch bewirkt die erhöhte Streuung eine allgemeine Verschlechterung der Qualität des durchgeführten Versuchs. Auch wenn der Unterschied zwischen den beiden Werkstoffen bezogen auf die Höhe der axialen Abweichung bemerkenswert ist – bei EN AW-7075-T73 ist sie im Mittel etwa vier Mal so hoch wie bei EN AW-6082-T6 – und damit auf eine Veränderung der Werkstoffperformance hindeutet, ist die untersuchte Stichprobe mit vier betrachteten Wöhlerlinien zu gering, um eine valide Aussage zu treffen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war es, den Einfluss erhöhter Temperaturen auf die Schwingfestigkeit der Al-Knetlegierungen EN AW-6082-T6 und EN AW-7075-T73 zu ermitteln. Da der Fokus auf thermischen Belastungen lag, die im Fahrwerksbereich von Hypercars und Rennfahrzeugen typisch sind, wurden Wöhlerkurven bei Temperaturen von 85 °C sowie 115 °C aufgestellt. Um zusätzlich zu der momentanen Wärmebeaufschlagung auch die thermische Vorgeschichte einer Fahrwerkskomponente im Realbetrieb über die Lebensdauer simulieren zu können, sind entsprechende Auslagerungsversuche durchgeführt worden. Um mögliche Einflüsse schwankender Probenqualität auf die Ergebnisse zu berücksichtigen, fand eine Betrachtung der Beziehung zwischen Daten der Probeneingangskontrolle und der Schwingergebnisse statt.

Zur Untersuchung ausgewählter gebrochener Proben kam ein Rasterelektronenmikroskop zur Bruchflächenanalyse und ein Lichtmikroskop zur Gefügeanalyse zum Einsatz.

Die ertragbaren Lastamplituden für eine Schwingspielzahl von $N = 5 \cdot 10^6$ und eine Überlebenswahrscheinlichkeit $P_U = 50 \%$ betragen bei EN AW-6082-T6 125,8 MPa bei 85 °C Prüftemperatur bzw. 118,6 MPa bei 115 °C. Die Steigung k_1 beträgt für beide Kurven etwa -7,1 und es ist kein Abknicken der Wöhlerkurve im untersuchten Bereich zu erkennen. Verglichen mit der Wöhlerlinie bei Raumtemperatur der Pankl Racing Systems AG ergibt sich so eine Abnahme um 7 % bzw. 12 %, womit die prognostizierte Abnahme durch Temperaturerhöhung aus der FKM-Richtlinie leicht übertroffen wird. Die, ebenso auf Basis der FKM-Richtlinie errechnete, zu erwartende Schwingfestigkeit, auf Basis eines Langzeitfestigkeitsfaktors von 0,3, wurde hingegen überschritten.

Für EN AW-7075-T73 beläuft sich die Schwingamplitude auf 162,6 MPa bei 85 °C sowie auf 126,3 MPa bei 115 °C. Bei niedrigeren Lastspielzahlen verlaufen die Wöhlerlinien bei beiden Temperaturen mit einer Steigung k_1 von -6,4. Während die Linie bei 115 °C bis zur Grenzlastspielzahl weiterläuft, knickt die Kurve bei 85 °C im Bereich von 10^6 Lastwechseln ab und verläuft mit einer Steigung k_2 von -19,4 weiter. Damit ist ein Einfluss der Prüftemperatur erkennbar. Während die zu erwartende Schwingfestigkeit laut FKM-Richtlinie bei der Kurve bei 85 °C übertroffen wird, wird sie bei 115 °C unterschritten.

Auf Basis der durchgeführten Auslagerungsversuche ist folgendes Fazit zulässig: Die ermittelten ertragbaren Spannungsamplituden für beide Werkstoffe bei 115 °C für $N = 5 \cdot 10^6$ sind grundsätzlich sowohl im nichtausgelagerten sowie im ausgelagerten Zustand gültig. Geringfügige Abweichungen können aufgrund der Ergebnisstreuung nicht validiert werden. Aufbauend auf den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit sind hier weiterführende Versuche zu empfehlen.

Eine Auswirkung der Probenqualität konnte in Bezug auf eine Verbesserung, bzw. Verschlechterung, der erreichten Schwingspielzahlen ausgeschlossen werden. Ein Einfluss auf die Streuung der Ergebnisse und damit auch auf die Versuchsqualität, dürfte gegeben sein. Insbesondere hohe axiale Abweichungen der Einspannpunkte der Proben konnten als Einflussfaktor identifiziert werden.

Anhand der Ergebnisse dieser Arbeit, kann die Bauteilauslegung sowie die Finite-Elemente-Analyse für Fahrwerkskomponenten aus Al-Werkstoffen bewusster gestaltet werden, da der Einflussfaktor Temperatur auf die Schwingfestigkeit nun besser abgeschätzt werden kann. Sofern im spezifischen Anwendungsfall höhere thermische Belastungen als die verwendeten zu erwarten sind, sind weitere Untersuchungen sowohl im nichtausgelagerten als auch im ausgelagerten Zustand empfehlenswert. Auch ist eine Erprobung von EN AW-7075-T73 bei Raumtemperatur und gleichen Prüfbedingungen sinnvoll, um Vergleichsdaten zu den durchgeführten Versuchen dieser Arbeit zu generieren. Unabhängig von der Gruppe der Al-Knetwerkstoffe sind vergleichbare Erprobungen mit Fahrwerkswerkstoffen wie Ti-Legierungen und Stählen anzuraten.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Kammer C.: Aluminium-Taschenbuch - Grundlagen und Werkstoffe, Aluminium-Verlag (2002).
- [2] Macherauch E. und Zoch H.-W.: Praktikum in Werkstoffkunde, Springer (2014).
- [3] European Aluminium Association: Aluminium Automotive Manual - Materials - Alloy constitution, Brüssel (2002).
- [4] Du Y. et al.: Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation, Mater. Sci. an Eng. 363 (2003), 140-151.
- [5] Ostermann F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer (2014).
- [6] Spigarelli S.: Creep of Aluminium and Aluminium Alloys. Talat, 1253 (1999).
- [7] Kaufman J.G.: Theory and Application of Time-Temperature Parameters. In: Parametric Analyses of High-Temperature Data for Aluminum Alloys, ASM International (2008).
- [8] Schwerdt D.: Schwingfestigkeit und Schädigungsmechanismen der Aluminiumlegierungen EN AW-6056 und EN AW-6082 sowie des Vergütungsstahls 42CrMo4 bei sehr hohen Schwingspielzahlen, Technische Universität Darmstadt (2011).
- [9] Rennert R. et al.: FKM-Richtlinie: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM) (2012).
- [10] Wen S.: Temperature Effect on Fatigue, Springer (2013).
- [11] Military Handbook: Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures, Department of Defense of the United States of America (1998).
- [12] Garb C. et al.: Effect of elevated temperature on the fatigue strength of casted AlSi8Cu3 aluminium alloys, Procedia Struct. Integr., 7 (2017).
- [13] Srivatsan T.S.: Mechanisms governing cyclic deformation and failure during elevated temperature fatigue of aluminum alloy 7055, Int. J. Fatigue, 21 (6) (1999).
- [14] Srivatsan T.S. et al.: Mechanisms governing deformation and damage during elevated-temperature fatigue of an aluminum-magnesium-silicon alloy, J. Mater. Eng. Perform., 6 (2) (1997).
- [15] Gespräch mit Michael Trzesniowski, Pankl Racing Systems, Kapfenberg, am 19.05.2021.
- [16] Heißing B. et al.: Fahrwerkhandbuch, Springer Vieweg (2013).
- [17] Trzesniowski M.: Gesamtfahrzeug. Handbuch Rennwagentechnik, Springer Vieweg (2019).
- [18] Genta G. und Morello L.: The Automotive Chassis Volume 1: Components Design,

- Springer (2009).
- [19] Trzesniowski M.: Fahrwerk. Handbuch Rennwagentechnik, Springer Vieweg (2017).
- [20] Melz T. und Oechsner M.: Wechselwirkungen zwischen zyklisch-mechanischen Beanspruchungen und Korrosion: Bewertung der Schädigungsäquivalenz von Kollektiv- und Signalformen unter mechanisch-korrosiven Beanspruchungsbedingungen, Forschungsvereinigung Automob. e.V. Schriftenr., 295 (2017).
- [21] Gahbauer S. und Brandl C.: Load Agreement RIMAC C2 for Drivetrain and Suspension Parts, Kapfenberg (2021).
- [22] Zwieg T.: Universelle Methodik für die randscharfe mechanische Präparation und das Farbätzen von Aluminiumlegierungen, Prakt. Metallogr., Ausgabe 2 (2001).
- [23] Weidmann E. und Guesnier A.: Metallografische Präparation von Aluminium und Aluminiumlegierungen (2019).
- [24] DIN: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren, DIN EN ISO 6506-1 (2015).
- [25] Jung B. et al.: 8D und 7STEP - systematisch Probleme lösen, Pocket Power Hanser (2011).
- [26] Deininger R. und Sachs L.: Angewandte Statistik, Springer Spektrum, (2020).
- [27] von Hehn U.: Rangkorrelationskoeffizient nach Spearman, Glossar der medistat GmbH, Internet: <https://www.medistat.de/glossar> (Zugriff: 14.06.2021).
- [28] DIN: DIN 50100: Schwingfestigkeitsversuch (2016).

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Diffusionskoeffizienten verschiedener Legierungselemente in Al in Abhängigkeit der Temperatur. Während schnell diffundierende Legierungselemente wie Mg, Si oder Cu kürzere Erwärmungsdauern für einen bestimmten Diffusionsweg benötigen, sind bei Elementen wie Fe, Mn oder Cr längere Zeiten vonnöten. [3]	4
Abbildung 2: Einfluss einer zeitweiligen Erwärmung auf die Festigkeitseigenschaften bei 20 °C der Al-Legierung EN AW-6082 im warmausgehärteten Zustand [1]	7
Abbildung 3: Kenngrößen der Schwingfestigkeit in der normierten Spannungs-Wöhlerkurve [5]	10
Abbildung 4: Spannungs-Wöhlerlinie von AlSi8Cu3 bei Raumtemperatur bzw. 150 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$. Die Daten der blauen Wöhlerlinien stammen von Proben aus Zylinderköpfen im T5-Wärmebehandlungszustand. Die grünen und roten Linien aus verschiedenen Positionen des Kurbelgehäuses im Zustand T6. [12]	14
Abbildung 5: Einfluss der Prüftemperatur auf die Schwingfestigkeit bei EN AW-6061-T651. Die Abnahme der ertragbaren Spannungsamplitude von Raumtemperatur auf 100 °C beträgt rund 10 %. [14]	15
Abbildung 6: Komponenten einer Doppelquerlenkerachse mit kurzer Lenkachse anhand der Aufhängung eines Rads: 1 Dämpferbein, 2 Umlenkhebel, 3 oberer Querlenker, 4 Druckstab, 5 Stabilisator, 6 Verbindungsstrebe, 7 unterer Querlenker, 8 Spurstange, 9 Radträger [19]	18
Abbildung 7: Statische Festigkeit der untersuchten Legierungen	23
Abbildung 8: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei Raumtemperatur unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 134,9 MPa. Die Steigung k liegt bei -8,07	24
Abbildung 9: Blaue Wöhlerlinien für EN AW-6082-T6 an Luft unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für 10 %, 50 % sowie 90 % Überlebenswahrscheinlichkeit [20]	25
Abbildung 10: Blaue Wöhlerlinien für EN AW-7075-T73 an Luft unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) für 10 %, 50 % sowie 90 % Überlebenswahrscheinlichkeit [20]	25

Abbildung 11: Wärmebehandlungsprotokolle mit Sollwert in Blau und Istwert in Rot für das Lösungsglühen von EN AW-6082-T6 (links oben) bzw. EN AW-7075-T73 (rechts oben) und das Warmauslagern von EN AW-6082-T6 (links unten) bzw. EN AW-7075-T73 (rechts unten).....	27
Abbildung 12: Darstellung der verwendeten Probengeometrie	27
Abbildung 13: Prüfaufbau mit Uni axialpulsator und Temperaturkammer. Links: Die geöffnete Temperaturkammer zeigt eine eingespannte Schwingprobe sowie die drei Temperaturfühler. Die Heizspule ist im Hintergrund erkennbar. Rechts: Ansicht bei geschlossener Temperaturkammer während der Erprobung.....	30
Abbildung 14: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 118,6 MPa. Die Steigung k liegt bei -7,07.	37
Abbildung 15: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-6082-T6 bei 85 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 125,8 MPa. Die Steigung k liegt bei -7,18.	38
Abbildung 16: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-7075-T73 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 126,3 MPa. Die Steigung k liegt bei -6,36.	39
Abbildung 17: Spannungs-Wöhlerlinie von EN AW-7075-T73 bei 85 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ 162,6 MPa. Die Steigung k_1 liegt bei -6,37, die Steigung k_2 bei -19,35.....	40
Abbildung 18: Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich im nichtausgelagerten (schwarz) sowie im ausgelagerten Zustand (blau). Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ im nichtausgelagerten Zustand 121 MPa und im ausgelagerten Zustand 119 MPa. Die Steigung k_2 liegt nichtausgelagert bei -9,43, ausgelagert bei -10,10.	41

- Abbildung 19: Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-7075-T73 bei 115 °C unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich im nichtausgelagerten (schwarz) sowie im ausgelagerten Zustand (blau). Für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_0 = 50\%$ beträgt die ertragbare Lastamplitude bei $N = 5 \cdot 10^6$ im nichtausgelagerten Zustand 131 MPa und im ausgelagerten Zustand 130 MPa. Die Steigung k_2 liegt nichtausgelagert bei -6,80, ausgelagert bei -5,79. 42
- Abbildung 20: Bruchflächen von Probe 117 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 120 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–3. Rechts oben: Detail 1 in der Restbruchfläche. Links Mitte: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang. Rechts Mitte: Vergrößerung von Detail 2 mit erkennbaren Schwingstreifen. Links unten: Detail 3 im Bereich des Bruchausgangs. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 3 mit parallel zur Oberfläche laufenden Schwingstreifen..... 44
- Abbildung 21: Bruchflächen von Probe 107 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 140 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–3. Rechts oben: Detail 1 in der Restbruchfläche. Links Mitte: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang. Rechts Mitte: Vergrößerung von Detail 2 mit erkennbaren letzten Schwingstreifen. Links unten: Detail 3 im Bereich des Bruchausgangs. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 3 mit parallel zur Oberfläche laufenden Schwingstreifen. 45
- Abbildung 22: Bruchflächen von Probe 110 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 170 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–5. Rechts oben: Detail 2 im Spröd-Duktil-Übergang mit Bruch entlang Korngrenze. Links Mitte: Detail 3 im Bereich eines Bruchausgangs mit stufenförmigem Fortschritt. Rechts Mitte: Glatter Bruchverlauf mit ausgebrochenen Flakes im Bereich von Detail 5. Links unten: Oberflächennaher Bruchausgang als Folge einer Delle in Detail 4. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 4 mit erkennbaren Schwingstreifen. 47
- Abbildung 23: Bruchflächen von Probe 109 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 200 MPa im REM (Sekundärelektronendetektor). Links oben: Gesamtaufnahme mit Kennzeichnung der Details 1–4. Rechts oben: Detail 1 im Bereich des Sprödbruchs mit abgescherten Ebenen. Links

- Mitte: Details 2 und 3 mit markiertem Bruchausgang und Übergang zur Restbruchfläche. Rechts Mitte: Details 2 mit letzten erkennbaren Schwingstreifen vor Übergang zum Restbruch. Links unten: Oberflächennaher Bruchausgang in Detail 3. Rechts unten: Oberflächennaher Bruchausgang in Detail 4. 49
- Abbildung 24: Bruchflächen von Probe 120 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 230 MPa im REM. Links oben: Gesamtaufnahme mit dem Sekundärelektronendetektor. Rechts oben: Detail 1 mit glatter Bruchoberfläche und mikrometergroßen Partikeln mit dem Sekundärelektronendetektor. Links unten: Mit Fremdstoff bedeckte Oberfläche in Detail 2 im Rückstreuelektronendetektor. Rechts unten: Vergrößerung von Detail 2 im Rückstreuelektronendetektor..... 50
- Abbildung 25: Bruchflächen von Probe 109 aus EN AW-6082-T6 bei 115 °C und 250 MPa im REM. Links: Gesamtaufnahme mit dem Sekundärelektronendetektor. Rechts: Gesamtaufnahme mit dem Rückstreuelektronendetektor..... 50
- Abbildung 26: Gefügeaufnahmen von bei 115 °C geprüften Proben aus EN AW-6082-T6 mit 10 %iger Barker-Ätzung im Lichtmikroskop. Links oben: Übersichtsaufnahme von Probe 110 (Zeitfestigkeit) nahe der Bruchfläche mit deutlich erkennbarer Walzstruktur. Rechts oben: Übersichtsaufnahme der Probe 116 (Kurzzeitfestigkeit) mit homogenen Substrukturen. Links Mitte: Vergrößerte Darstellung von Probe 110 (Zeitfestigkeit) mit gestreckten Körnern, die in LT-Richtung mehrere 100 µm Ausdehnung haben. Rechts Mitte: Probe 116 (Kurzzeitfestigkeit) zeigt eine gleichmäßige Struktur mit leichter Tendenz in Walzrichtung. Links unten: Aufnahme von Probe 117 (Langzeitfestigkeit), die der Mikrostruktur von Probe 116 ähnelt. Rechts unten: Das Gefüge von Probe 152 (ausgelagert, Langzeitfestigkeit) erscheint gestreckter als in Probe 116, allerdings in geringerem Ausmaß als Probe 110. 52
- Abbildung 27: Gefügeaufnahmen von bei 115 °C geprüften Proben aus EN AW-7075-T73 unter Flick-Ätzung im Lichtmikroskop. Links oben: Probe 2 (Kurzzeitfestigkeit) mit leicht gestreckter Kornstruktur mit Ablagerungen entlang der Korngrenzen und Anreicherungen in den Körnern. Rechts oben und rechts Mitte: Probe 11 (Zeitfestigkeit) mit typischem Walzgefüge. Ebenso erkennbarer Rissverlauf ohne vollständiger Materialtrennung. Links Mitte: Vergrößerte Aufnahme der in Probe 11

	vorgefundenen gestreckten Kornstruktur. Links unten: Probe 10 (Langzeitfestigkeit) mit leicht länglichen Körnern und Anreicherungen im Korn sowie an den Korngrenzen. Rechts unten: Probe 56 (ausgelagert, Langzeitfestigkeit) mit stark gerichteten Körnern sowie Ablagerungen an den Korngrenzen.....	54
Abbildung 28:	Datenpunkte der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 (links) und EN AW-7075-T73 (rechts) bei 85 °C aus Kapitel 4.1.2. Die grauen Punkte stellen die mittleren Schwingspielzahlen je Lastniveau dar. Die rote Linie entspricht der linearen Regression durch alle Messpunkte. Links: Geringe Abweichung der im Mittel erreichten Lastniveaus von der linearen Anpassungsgerade bei EN AW-6082-T6 bei 85 °C. Rechts: Deutliche Abweichung der grau dargestellten Punkte von der Regressionsgeraden bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C.	55
Abbildung 29:	Vergleich der Spannungs-Wöhlerlinien von EN AW-6082-T6 bei 115 °C, 85 °C sowie Raumtemperatur unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$, ungekerbt) im zeitfesten Bereich. Die ertragbare Lastamplitude bei $5 \cdot 10^6$ liegt bei 85 °C um 6,7 % niedriger als bei Raumtemperatur. Bei einer Prüftemperatur von 115 °C nimmt sie um 12,1 % ab. Die Linien fallen mit steigender Temperatur steiler ab.....	58

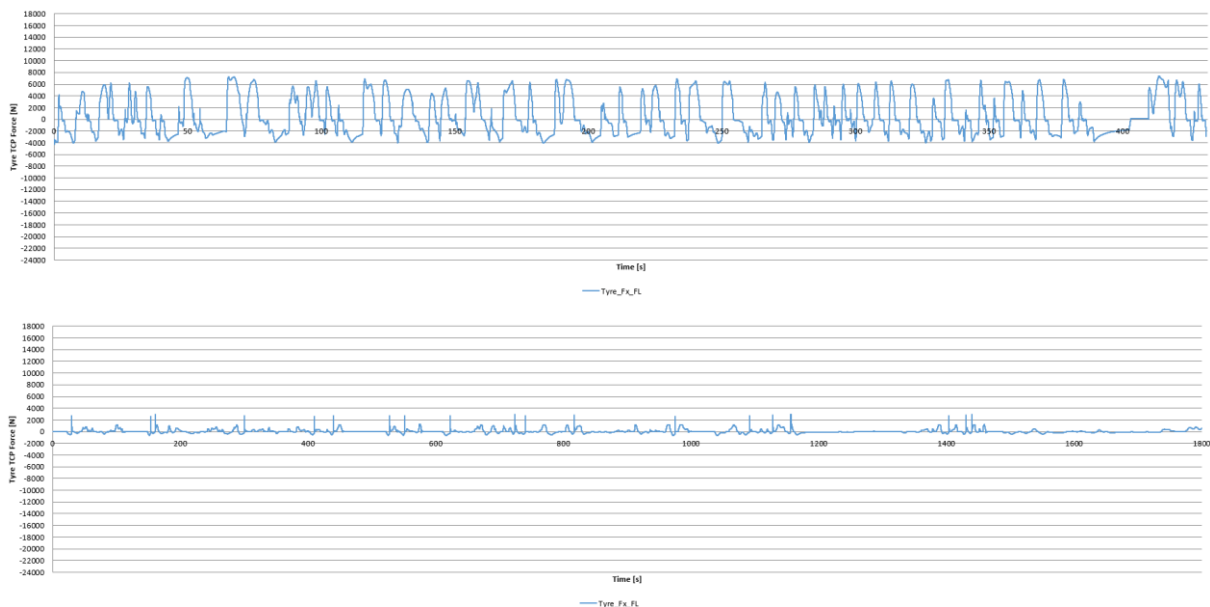
9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Vergleich der Larson-Miller-Parameter, die den Beginn der irreversiblen Abnahme der der Streckgrenze $R_{p0,2}$ von EN AW-6082 anhand der Daten von Abbildung 2 beschreiben	8
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Al-Legierungen.....	22
Tabelle 3: Rechnerische Abschätzung der zu erwartenden Zug-Druck-Wechselfestigkeiten der beiden betrachteten Werkstoffe bei Raumtemperatur und den vorgesehenen Prüftemperaturen für $N = 5 \cdot 10^6$ mithilfe der FKM-Richtlinie. $\sigma_{w,zd,T,0,3}$ gibt den Wert dabei für ein Langzeitfestigkeitsverhältnis von 0,3 an, $\sigma_{w,zd,T,0,4}$ für eines von 0,4.	26
Tabelle 4: Berechnung der Gesamtbremsdauer bei einer Fahrleistung von 100.000 km und einem Schwellwert von 1000 N pro Reifen	29
Tabelle 5: Ätzmethoden und deren Vorgehensweise.....	31
Tabelle 6: Übersicht der auf Korrelation untersuchten Parameter sowie die zugehörigen ermittelten Spearman-Koeffizienten.....	55
Tabelle 7: Übersicht über die Werte der untersuchten Probenparameter und der Streuung innerhalb der betrachteten Wöhlerkurven. Für die vier untersuchten Kombinationen aus Werkstoff und Prüftemperatur sind folgende Kennwerte dargestellt: Die ersten vier Spalten zeigen den Mittelwert der axialen Abweichung, der Rauheitskenngrößen R_a und R_z sowie des Probendurchmessers aller untersuchten Proben der jeweiligen Wöhlerlinie. Die rechte Spalte zeigt die mittlere prozentuelle Abweichung der Proben der Wöhlerkurve von der linearen Regression (bzw. der im Mittel auf dem jeweiligen Lastniveau erreichten Lastspielzahl bei EN AW-7075-T73 bei 85 °C). Die Richtung der Abweichung ist dabei unerheblich.	56
Tabelle 8: Übersicht über die ertragbaren Lastamplituden für eine Schwingspielzahl von $N = 5 \cdot 10^6$ und eine Überlebenswahrscheinlichkeit P_u von 50 %, die Steigung k_1 sowie optional über die Steigung k_2 . In den letzten beiden Spalten sind die Abnahme der ertragbaren Spannungsamplitude im Vergleich zu Raumtemperatur bei EN AW-6082-T6 sowie die Abweichung in Relation zu den Werten aus Tabelle 3 in Kapitel 3.2 dargestellt. Mithilfe der FKM-Richtlinie werden darin die ertragbaren Spannungsamplituden für ein Langzeitfestigkeitsverhältnis von 0,3 prognostiziert.	57

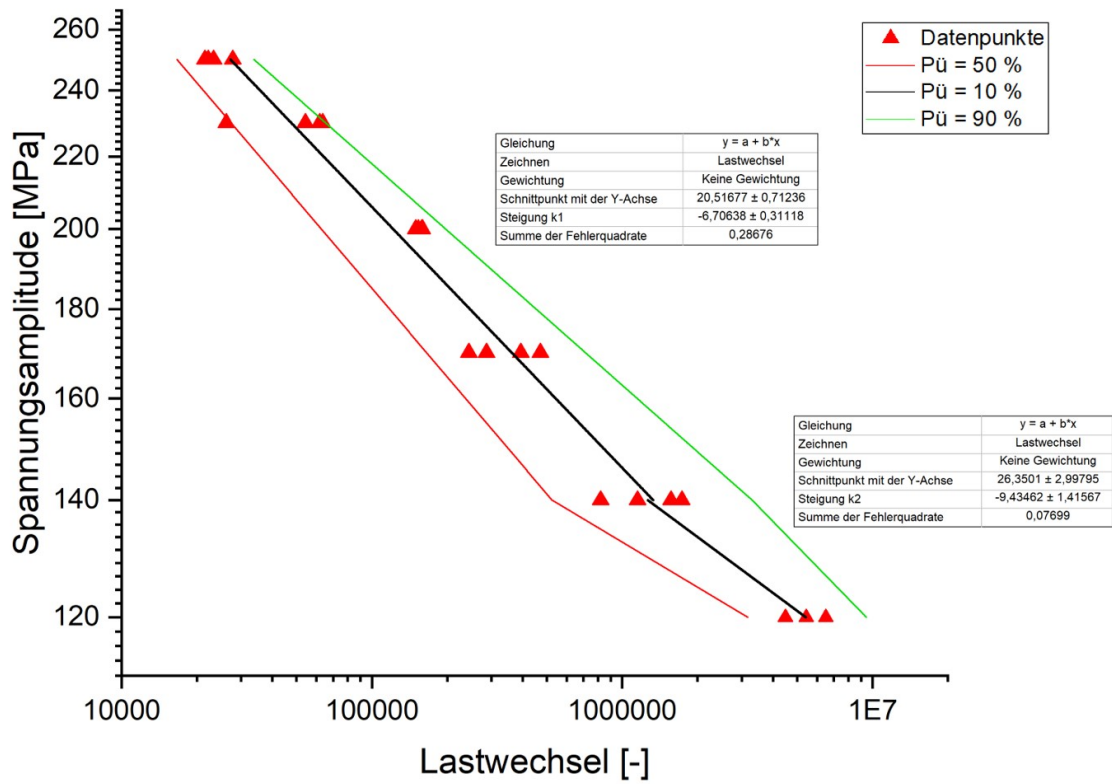
10 Anhang

10.1 Anhang A: Radkräfte auf der Nordschleife und im WLTC-Zyklus

Die beiden Abbildungen zeigen die Radkräfte in x-Richtung des höchstbelasteten vorderen linken Reifens. Oberhalb ist der Verlauf über eine Runde der Nordschleife (Nürburgring) dargestellt, unterhalb für den WLTC-Zyklus. Positive Werte zeigen dabei verzögernde Bremsphasen. Die Aufnahme erfolgte im VSM-Programm der AVL List GmbH und entstammt dem „Load Agreement“ für ein vollelektrifiziertes Hypercar.



10.2 Anhang B: ORIGIN-Auswertung von EN AW-6082-T6 bei 115 °C



10.3 Anhang C: Daten der Probeneingangskontrolle

Probennummer SOLL	Durchmesser 6 mm	Axialität A-B <0,01 mm (>0,02 rot)	Mittenrauheit Ra <0,1 µm				Rautiefe Rz <0,4 µm			
			Messung 1	Messung 2	Messung 3	Mittelwert	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Mittelwert
101	6,077	0,007	0,025	0,022	0,03	0,026	0,215	0,181	0,291	0,229
102	6,069	0,007	0,039	0,026	0,026	0,030	0,316	0,251	0,232	0,266
103	6,069	0,011	0,058	0,033	0,031	0,041	0,533	0,297	0,299	0,376
104	6,043	0,012	0,042	0,084	0,048	0,058	0,303	0,493	0,371	0,389
105	6,029	0,017	0,037	0,035	0,044	0,039	0,237	0,236	0,261	0,245
106	6,068	0,007	0,033	0,03	0,036	0,033	0,282	0,226	0,383	0,297
107	6,057	0,016	0,021	0,036	0,034	0,030	0,17	0,295	0,256	0,240
108	6,068	0,018	0,05	0,051	0,071	0,057	0,438	0,401	0,576	0,472
109	6,061	0,014	0,033	0,032	0,033	0,033	0,272	0,273	0,255	0,267
110	6,056	0,01	0,032	0,023	0,028	0,028	0,275	0,176	0,251	0,234
111	6,059	0,007	0,035	0,045	0,035	0,038	0,292	0,358	0,312	0,321
113	6,073	0,008	0,033	0,032	0,032	0,032	0,298	0,255	0,33	0,294
114	6,074	0,012	0,038	0,062	0,047	0,049	0,366	0,471	0,426	0,421
115	6,07	0,018	0,035	0,028	0,028	0,030	0,329	0,261	0,272	0,287
116	6,058	0,012	0,05	0,053	0,043	0,049	0,415	0,4	0,345	0,387
117	6,054	0,018	0,035	0,034	0,039	0,036	0,201	0,195	0,25	0,215
118	6,061	0,042	0,079	0,066	0,067	0,071	0,561	0,418	0,501	0,493
119	6,056	0,016	0,037	0,02	0,027	0,028	0,301	0,181	0,197	0,226
120	6,073	0,017	0,061	0,07	0,067	0,066	0,551	0,646	0,579	0,592
121	6,057	0,009	0,05	0,037	0,056	0,048	0,401	0,288	0,47	0,386
122	6,058	0,047	0,042	0,041	0,036	0,040	0,281	0,299	0,298	0,293
123	6,047	0,021	0,048	0,04	0,034	0,041	0,435	0,347	0,301	0,361
124	6,073	0,008	0,035	0,034	0,023	0,031	0,269	0,268	0,224	0,254
126	6,073	0,017	0,044	0,054	0,045	0,048	0,351	0,438	0,369	0,386
128	6,072	0,017	0,073	0,075	0,078	0,075	0,509	0,527	0,511	0,516
129	6,061	0,003	0,029	0,029	0,03	0,029	0,256	0,301	0,29	0,282
130	6,051	0,015	0,051	0,051	0,074	0,059	0,375	0,421	0,632	0,476
131	6,058	0,014	0,037	0,021	0,03	0,029	0,243	0,217	0,249	0,236
132	6,045	0,012	0,034	0,046	0,039	0,040	0,238	0,358	0,3	0,299
133	6,063	0,005	0,063	0,051	0,047	0,054	0,567	0,424	0,341	0,444
134	6,058	0,011	0,049	0,048	0,048	0,048	0,421	0,391	0,338	0,383
135	6,07	0,018	0,035	0,04	0,037	0,037	0,322	0,354	0,346	0,341
136	6,07	0,016	0,033	0,027	0,047	0,036	0,275	0,22	0,498	0,331
137	6,058	0,004	0,028	0,031	0,035	0,031	0,227	0,269	0,279	0,258
138	6,069	0,016	0,036	0,042	0,038	0,039	0,311	0,366	0,398	0,358
139	6,069	0,008	0,041	0,042	0,036	0,040	0,419	0,456	0,36	0,412
140	6,058	0,004	0,018	0,018	0,025	0,020	0,154	0,154	0,23	0,179
141	6,079	0,024	0,054	0,034	0,044	0,044	0,483	0,256	0,354	0,364
142	6,06	0,012	0,076	0,046	0,055	0,059	0,617	0,338	0,44	0,465
143	6,065	0,019	0,041	0,052	0,037	0,043	0,363	0,485	0,33	0,393
144	6,062	0,012	0,039	0,043	0,048	0,043	0,266	0,322	0,357	0,315
145	6,05	0,014	0,051	0,044	0,057	0,051	0,342	0,341	0,455	0,379
146	6,055	0,016	0,037	0,045	0,039	0,040	0,243	0,305	0,214	0,254
147	6,057	0,014	0,051	0,046	0,047	0,048	0,379	0,414	0,33	0,374
148	6,021	0,005	0,038	0,032	0,025	0,032	0,242	0,173	0,142	0,186
149	6,067	0,017	0,041	0,046	0,032	0,040	0,344	0,46	0,286	0,363
150	6,048	0,015	0,028	0,026	0,028	0,027	0,231	0,258	0,221	0,237
151	6,063	0,042	0,045	0,057	0,03	0,044	0,323	0,383	0,175	0,294
152	6,06	0,007	0,037	0,036	0,028	0,034	0,304	0,335	0,224	0,288
153	6,037	0,007	0,043	0,037	0,043	0,041	0,276	0,22	0,244	0,247
154	6,068	0,005	0,034	0,04	0,035	0,036	0,306	0,33	0,276	0,304
155	6,075	0,017	0,03	0,031	0,03	0,030	0,262	0,292	0,261	0,272
156	6,038	0,039	0,049	0,035	0,038	0,041	0,316	0,241	0,263	0,273
158	6,071	0,011	0,021	0,032	0,021	0,025	0,175	0,276	0,237	0,229
159	6,04	0,075	0,045	0,043	0,05	0,046	0,279	0,262	0,367	0,303
160	6,071	0,008	0,038	0,03	0,046	0,038	0,332	0,253	0,337	0,307
MITTELWERT	6,060	0,016				0,041				0,327
ST.ABW.	0,012	0,012				0,012				0,088
Mittelwert 6082-115	6,061	0,015				0,041				0,328
Mittelwert 6082-85	6,059	0,016				0,041				0,326

Probennummer SOLL	Durchmesser 6 mm	Axialität A-B <0,01 mm (>0,02 rot)	Mittenrauheit Ra <0,1 µm				Rautiefe Rz <0,4 µm			
			Messung 1	Messung 2	Messung 3	Mittelwert	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Mittelwert
1	6,077	0,042	0,038	0,035	0,024	0,032	0,254	0,235	0,187	0,225
2	6,07	0,056	0,032	0,023	0,02	0,025	0,196	0,148	0,139	0,161
3	6,068	0,077	0,043	0,061	0,057	0,054	0,286	0,366	0,433	0,362
4	6,085	0,065	0,023	0,019	0,02	0,021	0,239	0,183	0,22	0,214
5	6,07	0,073	0,058	0,026	0,03	0,038	0,311	0,203	0,23	0,248
6	6,076	0,033	0,02	0,019	0,033	0,024	0,146	0,119	0,289	0,185
7	6,076	0,062	0,026	0,014	0,03	0,023	0,146	0,089	0,233	0,156
8	6,098	0,065	0,027	0,019	0,02	0,022	0,155	0,185	0,181	0,174
9	6,079	0,081	0,035	0,048	0,063	0,049	0,257	0,372	0,527	0,385
10	6,062	0,059	0,031	0,033	0,023	0,029	0,236	0,225	0,169	0,210
11	6,069	0,016	0,056	0,061	0,032	0,050	0,375	0,442	0,216	0,344
12	6,071	0,007	0,046	0,048	0,048	0,047	0,335	0,309	0,302	0,315
13	6,072	0,106	0,041	0,053	0,032	0,042	0,33	0,39	0,257	0,326
14	6,066	0,075	0,037	0,024	0,032	0,031	0,332	0,17	0,28	0,261
15	6,069	0,065	0,034	0,053	0,025	0,037	0,218	0,387	0,161	0,255
16	6,074	0,076	0,033	0,036	0,038	0,036	0,22	0,253	0,259	0,244
17	6,098	0,061	0,043	0,049	0,063	0,052	0,254	0,378	0,459	0,364
18	6,077	0,047	0,038	0,029	0,035	0,034	0,305	0,206	0,206	0,239
19	6,062	0,071	0,034	0,021	0,025	0,027	0,216	0,142	0,217	0,192
20	6,074	0,042	0,026	0,02	0,021	0,022	0,192	0,142	0,163	0,166
21	6,072	0,072	0,033	0,032	0,028	0,031	0,251	0,267	0,219	0,246
22	6,077	0,055	0,028	0,026	0,024	0,026	0,217	0,184	0,167	0,189
23	6,072	0,037	0,04	0,04	0,017	0,032	0,275	0,29	0,13	0,232
24	6,065	0,061	0,033	0,032	0,025	0,030	0,228	0,234	0,173	0,212
25	6,074	0,042	0,044	0,025	0,031	0,033	0,331	0,164	0,238	0,244
26	6,072	0,07	0,036	0,06	0,032	0,043	0,273	0,407	0,23	0,303
27	6,074	0,068	0,017	0,028	0,024	0,023	0,121	0,254	0,176	0,184
28	6,075	0,078	0,026	0,02	0,038	0,028	0,174	0,142	0,301	0,206
29	6,072	0,044	0,023	0,016	0,028	0,022	0,21	0,117	0,195	0,174
30	6,06	0,023	0,027	0,021	0,019	0,022	0,15	0,195	0,109	0,151
31	6,081	0,068	0,029	0,034	0,041	0,035	0,189	0,276	0,369	0,278
32	6,088	0,024	0,032	0,026	0,028	0,029	0,318	0,202	0,21	0,243
33	6,069	0,064	0,029	0,036	0,047	0,037	0,226	0,241	0,388	0,285
34	6,069	0,018	0,021	0,063	0,039	0,041	0,128	0,509	0,328	0,322
35	6,062	0,078	0,018	0,033	0,014	0,022	0,103	0,275	0,084	0,154
36	6,069	0,037	0,017	0,028	0,043	0,029	0,122	0,173	0,262	0,186
37	6,064	0,032	0,032	0,043	0,051	0,042	0,237	0,317	0,307	0,287
38	6,066	0,059	0,041	0,036	0,037	0,038	0,225	0,193	0,191	0,203
39	6,097	0,027	0,026	0,019	0,022	0,022	0,181	0,14	0,186	0,169
40	6,074	0,071	0,044	0,034	0,035	0,038	0,295	0,223	0,258	0,259
41	6,077	0,069	0,038	0,031	0,069	0,046	0,282	0,229	0,573	0,361
42	6,066	0,061	0,02	0,027	0,029	0,025	0,139	0,214	0,224	0,192
43	6,07	0,067	0,033	0,043	0,037	0,038	0,233	0,382	0,249	0,288
44	6,074	0,076	0,036	0,045	0,07	0,050	0,244	0,339	0,494	0,359
45	6,074	0,088	0,038	0,04	0,034	0,037	0,304	0,358	0,229	0,297
46	6,08	0,057	0,061	0,078	0,044	0,061	0,454	0,586	0,376	0,472
47	6,066	0,068	0,031	0,035	0,036	0,034	0,274	0,277	0,24	0,264
48	6,065	0,036	0,029	0,033	0,032	0,031	0,219	0,321	0,234	0,258
49	6,064	0,043	0,023	0,028	0,021	0,024	0,187	0,2	0,173	0,187
50	6,057	0,063	0,043	0,049	0,031	0,041	0,321	0,404	0,231	0,319
51	6,064	0,039	0,042	0,031	0,023	0,032	0,367	0,268	0,182	0,272
52	6,079	0,024	0,033	0,028	0,044	0,035	0,256	0,23	0,301	0,262
53	6,071	0,049	0,05	0,025	0,046	0,040	0,363	0,225	0,337	0,308
54	6,072	0,04	0,035	0,024	0,045	0,035	0,28	0,173	0,292	0,248
55	6,07	0,063	0,03	0,023	0,046	0,033	0,195	0,159	0,28	0,211
56	6,065	0,061	0,028	0,053	0,033	0,038	0,233	0,273	0,22	0,242
57	6,069	0,083	0,027	0,041	0,047	0,038	0,245	0,332	0,338	0,305
58	6,1	0,022	0,053	0,049	0,06	0,054	0,383	0,351	0,461	0,398
59	6,069	0,071	0,029	0,027	0,022	0,026	0,213	0,196	0,138	0,182
60	6,066	0,08	0,023	0,039	0,069	0,044	0,157	0,381	0,398	0,312
61	6,078	0,076	0,031	0,024	0,019	0,025	0,182	0,179	0,131	0,164
62	6,075	0,04	0,027	0,035	0,035	0,032	0,178	0,311	0,215	0,235
63	6,076	0,056	0,027	0,026	0,026	0,026	0,196	0,2	0,171	0,189
64	6,059	0,019	0,041	0,037	0,029	0,036	0,314	0,261	0,187	0,254
MITTELWERT	6,073	0,056				0,034				0,252
ST.ABW.	0,009	0,021				0,009				0,070
Mittelwert 7075-115	6,074	0,058				0,034				0,248
Mittelwert 7075-85	6,071	0,055				0,034				0,254

10.4 Anhang D: Berechnung der Rangkorrelationskoeffizienten

Probennummer	Parameter 1		Parameter 2		Parameter 3		Parameter 4		Relation zu Mittelwert		Relation zu Mittelwert Lastniveau			
	Relation zum mittleren Durchmesser	Pos.	Diff.	Relation zu Axialität	Pos.	Diff.	Relation zu Mittelwert Ra	Pos.	Diff.	Relation zu Mittelwert Rz	Pos.	Diff.		
101	100,26%	5	5329	45%	73	25	63%	84	36	70%	75	9	63%	78
102	100,13%	20	196	45%	73	4489	75%	64	3364	81%	56	2500	145%	6
103	100,13%	20	1296	71%	61	25	100%	35	441	115%	27	841	90%	56
104	99,70%	84	100	78%	54	400	143%	9	4225	119%	20	2916	76%	74
105	99,47%	85	289	110%	29	1521	95%	43	625	75%	65	9	83%	68
106	100,11%	23	324	45%	73	1024	81%	56	225	91%	48	49	103%	41
107	99,93%	60	441	104%	37	1936	75%	64	289	73%	68	169	54%	81
108	100,11%	23	100	117%	19	36	141%	11	4	144%	8	25	128%	13
109	99,99%	41	361	91%	47	625	81%	57	1225	81%	55	1089	121%	22
110	99,91%	65	100	65%	64	121	68%	74	1	71%	73	4	74%	75
111	99,96%	50	36	45%	73	841	95%	45	1	98%	42	4	101%	44
113	100,19%	9	324	52%	69	1764	80%	58	961	90%	49	484	114%	27
114	100,21%	7	49	78%	54	1600	121%	18	16	128%	14	0	127%	14
115	100,14%	18	4	117%	19	9	75%	64	2304	88%	51	1225	123%	16
116	99,95%	56	441	78%	54	361	120%	21	196	118%	22	169	108%	35
117	99,88%	70	2401	117%	19	4	89%	50	841	66%	80	3481	121%	21
118	99,99%	41	49	273%	2	2116	174%	3	2025	150%	5	1849	100%	48
119	99,91%	65	3136	104%	37	784	69%	73	4096	69%	76	4489	137%	9
120	100,19%	9	4900	110%	29	2500	163%	4	5625	180%	2	5929	57%	79
121	99,93%	60	1225	58%	66	1681	118%	24	1	118%	23	4	117%	25
122	99,95%	56	64	305%	1	3969	98%	39	625	89%	50	196	86%	64
123	99,76%	81	4900	136%	8	9	100%	35	576	110%	32	441	134%	11
124	100,19%	9	121	52%	69	2401	76%	63	1849	77%	61	1681	121%	20
126	100,22%	6	2025	108%	31	400	117%	25	676	119%	21	900	99%	51
128	100,21%	8	1	108%	31	576	185%	1	36	158%	3	16	138%	7
129	100,03%	37	1296	19%	85	144	72%	69	16	87%	52	441	78%	73
130	99,86%	74	1764	95%	44	144	144%	8	576	146%	6	676	109%	32
131	99,98%	43	361	89%	48	196	72%	69	49	73%	71	81	87%	62
132	99,76%	83	144	76%	57	196	97%	40	961	92%	47	576	80%	71
133	100,06%	29	25	32%	80	2116	131%	14	400	136%	12	484	108%	34
134	99,98%	43	100	70%	62	841	118%	22	121	118%	24	81	108%	33
135	100,17%	13	1369	114%	24	676	91%	47	9	105%	36	196	100%	50
136	100,17%	13	16	102%	40	529	87%	52	1225	102%	39	484	123%	17
137	99,98%	43	16	25%	83	1296	77%	61	196	79%	59	144	100%	47
138	100,16%	16	1	102%	40	625	95%	44	841	110%	33	324	126%	15
139	100,16%	16	2601	51%	71	16	97%	40	729	126%	17	2500	83%	67
140	99,98%	43	225	25%	83	625	50%	86	784	55%	86	784	89%	58
141	100,32%	3	4356	153%	4	4225	108%	31	1444	112%	30	1521	82%	69
142	100,01%	39	1444	76%	57	400	145%	7	4900	143%	9	4624	68%	77
143	100,09%	26	25	121%	18	169	106%	32	1	121%	19	144	109%	31
144	100,04%	34	100	76%	57	1089	106%	32	64	97%	43	361	117%	24
145	99,84%	77	2401	89%	48	400	124%	15	169	116%	25	9	114%	28
146	99,93%	62	1849	102%	40	441	99%	38	361	78%	60	1681	123%	19
147	99,96%	54	1	89%	48	25	118%	23	900	115%	26	729	92%	53
148	99,37%	86	961	32%	80	625	78%	60	25	57%	85	900	90%	55
149	100,12%	22	1225	108%	31	676	97%	40	289	112%	31	676	89%	57
150	99,81%	79	2401	95%	44	196	67%	77	2209	73%	70	1600	113%	30
2	99,93%	58	2116	96%	43	961	73%	68	3136	65%	81	4761	128%	12
3	99,90%	69	1089	132%	9	729	157%	5	961	146%	7	841	107%	36
4	100,18%	12	1089	111%	25	400	60%	85	1600	86%	53	64	101%	45
5	99,93%	58	676	125%	13	5041	111%	27	3249	100%	40	1936	42%	84
6	100,03%	35	2304	57%	68	225	70%	72	121	74%	66	289	43%	83
7	100,03%	35	25	106%	35	25	68%	75	1225	63%	82	1764	104%	40
8	100,39%	2	1600	111%	25	289	64%	82	1600	70%	74	1024	103%	42
9	100,08%	27	2809	139%	7	5329	142%	10	4900	155%	4	5776	55%	80
11	99,92%	63	361	27%	82	0	145%	6	5776	139%	11	5041	51%	82
12	99,95%	55	2704	12%	86	6889	138%	12	81	127%	15	144	233%	3
13	99,97%	47	1764	182%	3	4	123%	17	144	131%	13	64	147%	5
14	99,87%	73	3025	129%	11	49	91%	48	900	105%	35	289	123%	18
15	99,92%	63	3025	111%	25	289	109%	30	484	103%	37	841	137%	8
18	100,05%	30	81	81%	51	144	99%	37	4	96%	44	25	104%	39
19	99,80%	80	196	122%	17	2401	78%	59	49	77%	62	16	84%	66
20	100,00%	40	1296	72%	60	3136	65%	81	5929	67%	78	5476	191%	4
21	99,97%	47	81	123%	16	484	91%	48	100	99%	41	9	104%	38
22	100,05%	30	841	94%	46	169	76%	62	9	76%	63	16	88%	59
23	99,97%	47	841	63%	65	121	94%	46	900	93%	46	900	72%	76
24	99,85%	75	5329	105%	36	1156	88%	51	2401	85%	54	2704	244%	2

