

Schlussbericht vom 01.04.2026

zum IGF-Vorhaben 22868 N

Thema

Auswirkungen von thermisch induzierten Dehnungen auf die Lebensdauer hochbelasteter Aluminiumkomponenten bei Wärmetauschern

Berichtszeitraum

01.03.2023 bis 28.02.2026

Forschungsvereinigung

Stifterverband Metalle e.V.

Wallstr. 58/59

10179 Berlin

Forschungseinrichtung(en)

Forschungseinrichtung 1

Institut für Antriebs und Fahrzeugtechnik Maschinenelemente und Tribologie (iaf-mt)

Universität Kassel

Mönchebergstraße 7, 34125 Kassel

Forschungseinrichtung 2

Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM

Wöhlerstraße 11, 79108 Freiburg

Inhaltsverzeichnis

1	Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse	8
1.1	Arbeitspaket 1: Werkstoffverhalten unter isothermer Beanspruchung.....	8
1.2	Arbeitspaket 2: Werkstoffverhalten unter zyklischer thermischer Beanspruchung	23
	Materialkonstitutivmodell: Kombiniertes Verfestigungsmodell für Werkstoffe unter zyklischer Belastung	39
	Temperaturabhängigkeit für das kombinierte Verfestigungsmodell.....	41
	Isothermes Modell für kurzzeitige zyklische Beanspruchung bei Raumtemperatur	42
	Isothermes Modell für langfristige zyklische Belastung bei Raumtemperatur	44
	Vorgeschlagenes Modell für die Temperaturabhängigkeit der Verfestigungsparameter	47
1.3	Arbeitspaket 3: Aufbau eines Prüfstands zur thermischen Belastung bauteilnaher Proben.....	50
1.4	Arbeitspaket 4: Thermische Ermüdung mit Prüflingen mit aufgelötetem Blech.....	53
1.5	Arbeitspaket 5: Erweiterung des Prüfstands zur thermomechanischen Belastung bauteilnaher Proben	58
1.6	Arbeitspaket 6: Thermomechanische Ermüdung mit Prüflingen mit aufgelötetem Blech	62
1.7	Arbeitspaket 7: Erweitertes Forschungsdatenmanagement	79
1.8	Arbeitspaket 8: Lebensdauermodell.....	81
	Berechnungsalgorithmen.....	81
	Schädigungsparameter-Wöhlerlinien für Projektwerkstoff.....	85
1.9	Arbeitspaket 9: Berücksichtigung der Lötverbindung	87
1.10	Arbeitspaket 10: Validierung des Lebensdauermodells	87
2	Verwendung der Zuwendung.....	88
	Personalausgaben (Einzelansatz A des Finanzierungsplans).....	88
	Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)	88
	Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)	88
3	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit	89
4	Darstellung des wissenschaftlichtechnischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten	91
5	Wissenstransfer in die Wirtschaft	92
6	Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft	94
6.1	Durchgeführte Transfermaßnahmen (vom Projektstart bis zum Projektende).....	94
6.2	Geplante Transfermaßnahmen (nach Projektende)	95
6.3	Zusätzlich für CORNET-Vorhaben: Ergebniszusammenfassung des internationalen	

CORNETGesamtprojekts und erzielter Mehrwert durch die internationale Zusammenarbeit 95

7 Literaturverzeichnis 96

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung / Verwendung
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
A, B, C	Einzelansätze im Finanzierungsplan: A = Personalausgaben, B = Geräte, C = Leistungen Dritter
A.1, A.2, A.3	Positionen im Einzelansatz A des Finanzierungsplans
ABAQUS	Simulationssoftware Abaqus
AG	Aktiengesellschaft
AKG	Firmen/Partnerkürzel, im Bericht als AKG GmbH
Al_rohH24	Proben/Mappingkennung: ENAW4045 H24 Rohzustand
AlMn1	Aluminium-Mangan-Legierung, im Bericht bei EN AW 3103
AP	Arbeitspaket
BMBF	Bundesministerium für Bildung und Forschung
bzw.	beziehungsweise
ca.	circa
CAB	Controlled Atmosphere Brazing
CAD	Computer-Aided Design
CAE	Computer-Aided Engineering
CORNET	CORNET-Vorhaben / internationales Collective-Research-Netzwerk
CSM	Continuous Stiffness Measurement, Nanoindentationsmodus
D-Pauschale	Pauschale im Finanzierungs-/Zuwendungskontext
d. h.	das heißt
DIC	digitale Bildkorrelation / Digital Image Correlation
DLRPT	DLR Projektträger
DMA	Dynamisch-mechanische Analyse
DoE	Design of Experiments
e.V.	eingetragener Verein
EN	Europäische Norm
EN AW / ENAW	EN-Aluminium-Knetlegierung / Aluminium wrought alloy designation
EN AW 3003	Aluminiumlegierung 3003
EN AW 3103	Aluminiumlegierung 3103
EN AW 4045	Aluminiumlegierung 4045
EN AW 5754	Aluminiumlegierung 5754
Fa.	Firma
FCC	facecentered cubic, kubischflächenzentriert
FE	Finite Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode

Abkürzung	Bedeutung / Verwendung
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau e.V.
FS1	Forschungsstelle 1: iaf-mt, Universität Kassel
FS2	Forschungsstelle 2: Fraunhofer IWM
GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
H22	Werkstoffzustand / Temper-Bezeichnung
H24	Werkstoffzustand / Temper-Bezeichnung
iaf-mt	Institut für Antriebs und Fahrzeugtechnik Maschinenelemente und Tribologie
IGF	Industrielle Gemeinschaftsforschung
inkl.	inklusive
IR	Infrarot
IWM	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik
KMU	kleine und mittlere Unternehmen
PA	projektbegleitender Ausschuss
PM	Personenmonat(e), in den Personalausgaben-Tabellen
PMD	Plattform MaterialDigital
PT100	Platin-Widerstandstemperatursensor mit Nennwiderstand 100 Ohm
RAM	Research Association for Mechanical Engineering
REM	Rasterelektronenmikroskopie / Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
vAW	Bestandteil der Partner/Firmenbezeichnung vAW AKG GmbH; nicht ausgeschrieben
ZSDK	zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

Symbolverzeichnis

Symbole	Bedeutung / Verwendung
A_ε	Dehnungsamplitude in Diagrammen
ε	Gesamtdehnungstensor
ε^e	Elastischer Dehnungstensor
ε^{pl}	Plastischer Dehnungstensor
σ	Streckgrenzfunktion
f	Spannungstensor
σ^0	Aktuelle Streckgrenze (entspricht der Hälfte der Größe der Fließfläche)
σ_{GH}	Vergleichsspannung nach von Mises bzw. nach Gestaltänderungsenergiehypothese
σ_h	hydrostatische Spannung
$\mathbb{E}$	Elastizitätstensor
E	Elastizitätsmodul
α	Tensor des Rückspannungszustands
C_k	kinematische Verfestigungskoeffizienten
γ_k	kinematische Exponentialkoeffizienten der Verfestigung
N	Anzahl der Rückspannungen
$\sigma _0$	anfängliche Streckgrenze
$\dot{\varepsilon}^{pl}$	Tensor der plastischen Dehnungsrate
$\bar{\dot{\varepsilon}}^{pl}$	äquivalente plastische Dehnungsrate
$\bar{\varepsilon}^{pl}$	(akkumulierte) äquivalente plastische Dehnung
$\bar{\varepsilon}^{pl} _0$	Anfangswert der äquivalenten plastischen Dehnung
b	isotroper Exponentialkoeffizient der Verfestigung
P_{RAM}	Schädigungsparameter
Q_∞	maximaler Anstieg der Streckgrenze durch isotrope Verfestigung
$e(\mathbf{p})$	Fehler (Abweichung zwischen Modell und Daten) als Funktion des Parametervektors
$\mathbf{p} = (p_1, \dots, p_m)^T$	Parametervektor
x_i	Modelleingabe
(x_i, u_i)	beobachtete Datenpunkte
$\mathbf{r}(\mathbf{p})$	Vektor der Residuen
$\mathbf{J}$	Jakobimatrix
η	temperaturabhängiger Korrekturkoeffizient
η_k	Korrekturkoeffizienten für kinematische Verfestigungsanteile
η_Q	Korrekturkoeffizient für isotrope Verfestigung
T	Temperatur
T_0	Temperaturparameter der Sigmoidfunktion
T_{ts}	Einsetztemperatur der thermischen Erweichung / onset temperature of thermal softening

Symbole	Bedeutung / Verwendung
T_R	Raumtemperatur
T_M	Schmelztemperatur
n	Steigungs-/Formparameter der Sigmoidfunktion
t	Zeit
dt	Zeitschritt / Zeitdifferential
$d\sigma$	Spannungsdifferential
$\partial f / \partial \sigma$	Ableitung/Gradient der Fließfunktion nach dem Spannungstensor
A, B	allgemeine Tensoren im Tensorprodukt-Beispiel
A_{ij}, B_{ij}	Komponenten der Tensoren A und B
:	kontrahiertes Tensorprodukt
Σ	Summenzeichen
$R_{p0.2}$	0,2% Dehngrenze
E_{yy}	Dehnungskomponente in Belastungsrichtung
$^{\circ}C$	Grad Celsius
mm	Millimeter
$\mu m/Sek$	Mikrometer pro Sekunde
nm	Nanometer
MPa	Megapascal
GPa	Gigapascal
kN	Kilonewton
s, 1/s	Sekunde bzw. inverse Sekunde
$\sim$	ungefähr / circa
∞	unendlich

1 Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse

Im Rahmen dieses Projekts wurden nicht nur wissenschaftliche und theoretische Erkenntnisse über die beteiligten Werkstoffe gewonnen, sondern auch Einblicke aus einer Vielzahl etablierter Standardverfahren zur Werkstoffprüfung in die Entwicklung von Prüfständen für die Prüfung auf Bauteilebene von zwei verschiedenen Arten von Wärmetauschern integriert, die von KMU unter realistischen thermomechanischen Belastungsbedingungen hergestellt werden. Dieser experimentelle Ansatz wurde durch theoretische Methoden zur Lebensdauerberechnung ergänzt, die eine Vorhersage der Lebensdauer dieser Bauteile ermöglichen. Die Gesamtarbeit umfasste ein umfassendes Prüfprogramm, das von der grundlegenden Materialcharakterisierung über FEM-Simulationen bis hin zu Prüfungen auf Komponentenebene reichte. Die im Laufe des Projekts gewonnenen Erkenntnisse wurden systematisch an die Projektpartner weitergegeben und durch die Entwicklung einer strukturierten Datenbank für zukünftige Anwendungen zugänglich gemacht. Weitere Einzelheiten zu den durchgeführten Arbeiten und den erzielten Ergebnissen werden im Folgenden vorgestellt.

1.1 Arbeitspaket 1: Werkstoffverhalten unter isothermer Beanspruchung

Einleitung

Arbeitspaket 1 bildet die materialwissenschaftliche Grundlage des Projekts Thermal und liefert die Datenbasis für alle späteren Untersuchungen an bauteilnahen Proben und Bauteilen. Im Zentrum steht die Charakterisierung der im Wärmetauscher eingesetzten lötbaren Aluminiumbleche unter rein isothermen, mechanischen Beanspruchungen. Während die späteren Arbeitspakete die komplexen thermomechanischen Randbedingungen im Bauteil nachbilden, geht es in AP1 bewusst um einen „geordneten“ Versuchsaufbau mit konstanten Temperaturen, um das grundlegende Werkstoffverhalten möglichst klar und unabhängig von zusätzlichen Einflüssen zu erfassen. Ziel ist es, statische und zyklische Kennwerte zu bestimmen, daraus isotherme Lebensdauerkurven abzuleiten und auf dieser Basis ein temperaturabhängiges Materialmodell zu kalibrieren, das in gängigen Finite-Elemente-Programmen eingesetzt werden kann.

Eine zentrale Besonderheit von AP1 ist, dass die zur Verfügung stehenden Bleche eine Dicke von höchstens 1 mm aufweisen und die tatsächlich im Bauteil auftretenden Eigenschaften lokal stark von Fertigungsbedingungen und Lötprozess beeinflusst sein können. Um diese realen Bedingungen abzubilden, werden daher Mikroproben mit sehr kleinen, quadratischen Prüfquerschnitten von $0,6 \times 0,6 \text{ mm}^2$ und $1 \times 1 \text{ mm}^2$ eingesetzt, die direkt aus versagenskritischen Bauteilbereichen entnommen werden. Vor der eigentlichen Probenpräparation werden an diesen Bauteilpositionen Mikroschliffe angefertigt und Gefüge, Korngröße sowie Mikrohärtigkeit analysiert. So kann die lokale Mikrostruktur der Bleche mit dem später gemessenen Verformungs- und Ermüdungsverhalten verknüpft werden, was insbesondere für die Interpretation von Streuungen in den Lebensdauerergebnissen wichtig ist.

Die Mikrozugproben werden mittels Mikrodrahterosion aus den Blechen herauspräpariert und anschließend poliert, um einen definierten Oberflächenzustand mit einer Rauheit von etwa $R_z \approx 1 \text{ }\mu\text{m}$ zu erzielen. Die Versuche erfolgen auf einem Mikroprüfstand, der eine genaue Kraft und Dehnungserfassung sowie eine Dehnungsregelung erlaubt. Die Dehnung wird dabei berührungslos optisch erfasst und gleichzeitig als Regelgröße für die Versuchsdurchführung verwendet. Dadurch lassen sich sowohl quasistatische Versuche als auch zyklische Dehnungsversuche mit reproduzierbaren und gut definierten Randbedingungen realisieren.

Im Rahmen der isothermen Werkstoffcharakterisierung werden zunächst quasistatische Zugversuche bei

mehreren Temperaturen durchgeführt, typischerweise bei etwa 25 °C, 180 °C und 220 °C. Aus diesen Versuchen werden grundlegende Kennwerte wie Elastizitätsmodul, Streckgrenze, Zugfestigkeit sowie das plastische Verfestigungs- beziehungsweise Verfestigungs- und Weichungsverhalten abgeleitet. Die Wahl der Temperaturen orientiert sich am relevanten Einsatzbereich der Wärmetauscher, sodass die späteren Lebensdauer und Simulationsmodelle auf einem realitätsnahen, temperaturabhängigen Datensatz aufbauen.

Ergänzend dazu werden zyklische isotherme Versuche im Low-Cycle-Fatigue-Bereich durchgeführt. Dabei werden Dehnungsamplituden im Bereich von etwa $\epsilon_a = 0,2 \%$ bis 2% aufgeprägt, um einen Lebensdauerbereich von ungefähr 100 bis 10.000 Lastspielen abzudecken. Die Versuche erfolgen isotherm bei denselben drei Temperaturen wie die quasistatischen Untersuchungen und werden in erster Linie mit einem Dehnungsverhältnis $R_\epsilon = 0,1$ gefahren. Aus den aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen lassen sich stabilisierte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven ableiten sowie eventuelle Verfestigungs- oder Entfestigungstendenzen über die Lastspiele hinweg identifizieren. Auf Basis dieser Daten werden isotherme ϵ -N-Wöhlerlinien bestimmt, die für jede untersuchte Temperatur die Beziehung zwischen Dehnungsamplitude und Lebensdauer beschreiben.

Versuchsaufbau für die mikromechanischen Untersuchungen

Der eingesetzte Versuchsaufbau für die mikromechanischen Untersuchungen ist modular aufgebaut und besteht aus vier Funktionseinheiten (siehe Abbildung 1): (i) einer Aktuationseinheit, (ii) einem optischen Messmodul, (iii) einem Kraftmessmodul sowie (iv) einem Hochtemperaturofen.

Die erste Einheit umfasst die mechanische Aktuation und setzt sich aus einem Schrittmotor und einem Piezoaktor zusammen. Der Motor ermöglicht Verfahrswege bis zu 50 mm und wird für quasistatische Zugversuche sowie zur Einstellung und Aufrechterhaltung der Mittellast während Ermüdungsversuchen eingesetzt. Der Piezoaktor weist demgegenüber einen Stellweg von 180 μm auf, erlaubt jedoch aufgrund seiner hohen Dynamik eine präzise Ansteuerung bei hohen Frequenzen und wird daher für die zyklische Lastaufbringung in Ermüdungsversuchen verwendet.

Das zweite Modul bildet das optische Messsystem und besteht aus einer Basler acA2040-180kc 4 MP CMOS-Kamera in Kombination mit einem 4 $\times$ Mikroskopobjektiv mit großem Arbeitsabstand. Diese Konfiguration ermöglicht hochaufgelöste Aufnahmen der im Ofen positionierten Mikroprobe. Mittels digitaler Bildkorrelation (Digital Image Correlation, DIC) wird aus den aufgenommenen Bildern die lokale Dehnung im Messbereich bestimmt, sowohl in quasistatischen Zugversuchen als auch in Echtzeit zur Regelung dehnungsgesteuerter Ermüdungsversuche.

Das dritte Modul ist das Kraftmesssystem, bestehend aus einer austauschbaren Kraftmesszelle. Es können Kraftaufnehmer mit Messbereichen von $\pm 0,5\text{ N}$ bis $\pm 500\text{ N}$ eingesetzt werden, sodass sowohl sehr geringe als auch höhere Lasten erfasst werden können. In Kombination, mit der vor Versuchsbeginn optisch bestimmten Querschnittsfläche der Mikroprobe lässt sich aus der gemessenen Kraft die anliegende mechanische Spannung in der Probe berechnen.

Das vierte Modul ist der Hochtemperaturofen, der aus zwei horizontal teilbaren „Muschelhälften“ besteht, die zum Ein und Ausbau der Mikroproben geöffnet werden können. Die Ofenhälften besitzen eine Aluminiumaußenhülle, in der das Dämmmaterial sowie die elektrischen Heizelemente und die zur Temperaturerfassung verwendeten Thermolemente integriert sind. Dieses Ofenkonzept ermöglicht eine definierte, lokal begrenzte Erwärmung der Mikroproben unter reproduzierbaren thermischen Randbedingungen.

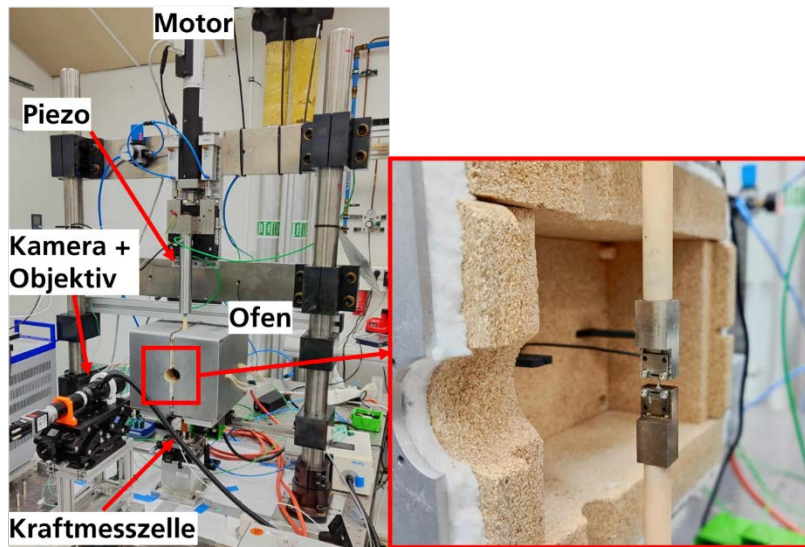


Abbildung 1: Mikromechanischer Versuchsaufbau mit Ofen

Abbildung 2 zeigt einen repräsentativen Temperatur-Zeit-Verlauf des im mikromechanischen Versuchsaufbau eingesetzten Ofens bei einer Solltemperatur von 180 °C. Nach Erreichen eines stationären Zustands liegt die Temperaturschwankung während 99 % der Versuchsdauer innerhalb von $\pm 0,25$ K; die maximal beobachteten Abweichungen betragen $\pm 0,4$ K. Damit wird die in DIN EN ISO 6892-2 für Zugversuche bei erhöhten Temperaturen bis $T \leq 600$ °C geforderte maximale Temperaturabweichung von ± 3 K deutlich unterschritten.

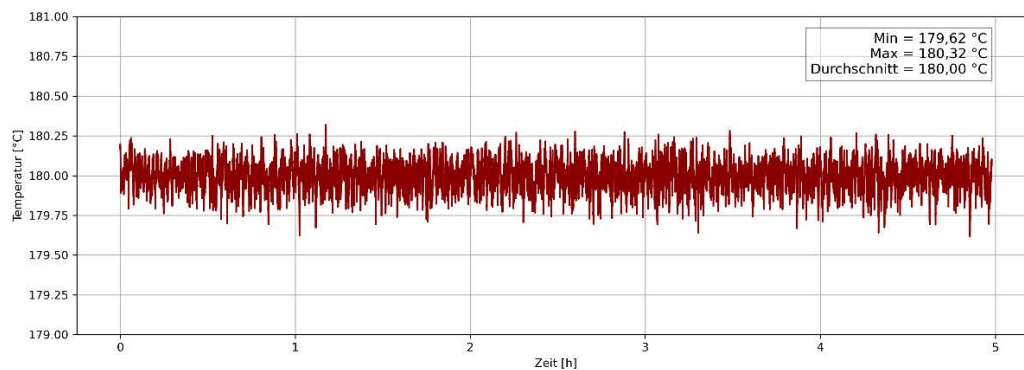


Abbildung 2: Typischer Zeit-Temperatur-Verlauf

Verbesserung des Versuchsaufbaus

Während der ersten dehnungsgeregelten Ermüdungsversuche bei 180 °C trat ein ausgeprägtes Rauschen in der optischen Dehnungsmessung auf. Abbildung 3 zeigt exemplarisch das gemessene Dehnungssignal vor und nach der Modifikation des Ofens. Im linken Diagramm ist das ursprüngliche Signal dargestellt. Das Rauschniveau ist so hoch, dass das Signal-Rausch-Verhältnis (Signal-to-Noise Ratio, SNR) unzureichend war und das Dehnungssignal nicht zur Regelung der Versuche verwendet werden konnte.

Als Hauptursache für das erhöhte Rauschen wurde das Eindringen von Umgebungsluft in den Ofen identifiziert. Die einströmende Luft führte zu starken lokalen Temperaturgradienten im Ofeninnenraum, die ausgeprägte Brechungsindexschwankungen verursachten. Diese äußerten sich in Form von „Flimmern“ im

Bildfeld, wodurch die aufgenommenen Bilder optisch verzerrt wurden und die mittels digitaler Bildkorrelation bestimmte Dehnung einen signifikanten Rauschanteil aufwies.

Zwischen Juli 2025 und Oktober 2025 wurde der Ofen konstruktiv überarbeitet, mit dem Ziel, den Eintritt von Umgebungsluft in den Ofen deutlich zu reduzieren. Nach der Umsetzung dieser Maßnahmen war in den Aufnahmen im Ofeninneren nahezu kein „Flimmern“ mehr festzustellen. Das rechte Diagramm in Abbildung 3 zeigt ein Dehnungssignal nach der Anpassung des Ofens. In diesem Signal ist das Rauschniveau stark reduziert, das resultierende SNR deutlich erhöht. Auf dieser Basis ist die zuverlässige Durchführung dehnungsgeregelter Ermüdungsversuche mit optischer Dehnungsmessung möglich.

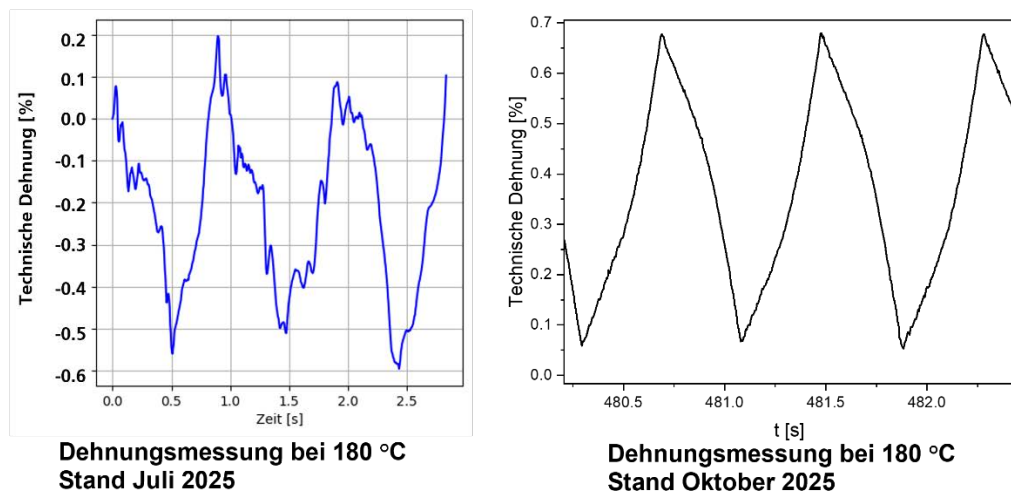


Abbildung 3: Dehnung-Zeit Diagramme bei 180 °C vor und nach einer Verbesserung des Versuchsaufbaus

Mikroprobengeometrie

Für die im Rahmen dieses Projekts eingesetzten Mikroproben wurden zwei unterschiedliche Geometrien definiert. Für die Mikrozugproben wurde die Proportionalitätskonstante k , welche das Verhältnis von Ausgangsmesslänge zur Quadratwurzel der Probenquerschnittsfläche beschreibt, in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 auf den genormten Wert von $k = 5,65$ festgelegt. Durch die Einhaltung dieser Proportionalitätskonstante wird sichergestellt, dass insbesondere Dehnungskenngrößen jenseits der Gleichmaßdehnung A_g mit Ergebnissen aus anderen Zugversuchen vergleichbar sind.

Abbildung 4 zeigt die technische Zeichnung der verwendeten Mikrozugprobe.

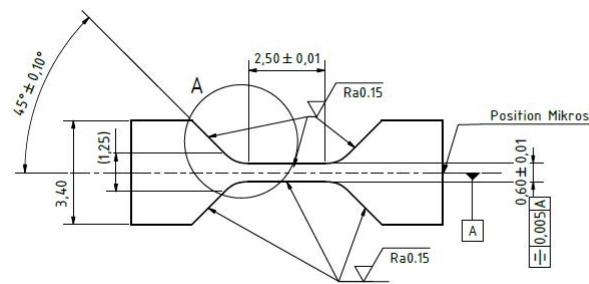


Abbildung 4: Mikrozugprobe

Für die Mikroermüdungsversuche wurden speziell angepasste Proben gefertigt. An diesen Mikroermüdungsproben werden keine vollständigen Zugkurven aufgenommen, sodass die Einhaltung der Proportionalitätskonstante nach DIN EN ISO 6892 hier nicht im Vordergrund steht. Stattdessen ist bei diesen Proben das Risiko des Ausknickens in Richtung der Probendicke zu berücksichtigen. Insbesondere in dehnungsgeregelten Ermüdungsversuchen treten regelmäßig nennenswerte Druckspannungen auf, die ein elastisches oder plastisches Knicken des Stegbereiches und damit ein vorzeitiges, nicht ermüdungsbedingtes Versagen begünstigen können.

Zur Erhöhung der kritisch ertragbaren Knickspannung wurde die Länge des Stegbereichs der Mikroermüdungsproben von 2,5 mm auf 1,5 mm reduziert. Abbildung 5 zeigt die technische Zeichnung der verwendeten Mikroermüdungsprobe.

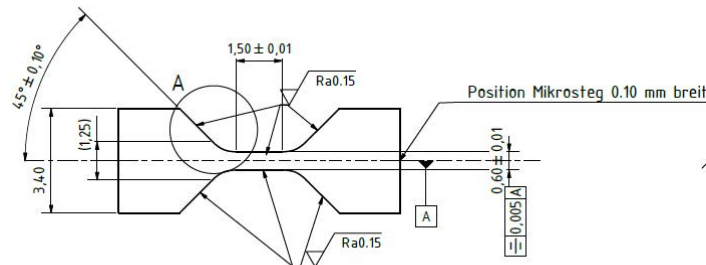


Abbildung 5: Mikroermüdungsprobe

Abbildung 6 zeigt schematisch die Entnahme der Mikroproben aus den lötsimulierten Blechen. Die Proben wurden dabei konsequent in Walzrichtung aus dem Blech herausgearbeitet. Zudem wurde darauf geachtet,

die stark verformten Randbereiche der Bleche zu vermeiden, um Rand und Umformeinflüsse auf das Werkstoffverhalten der Proben zu minimieren.

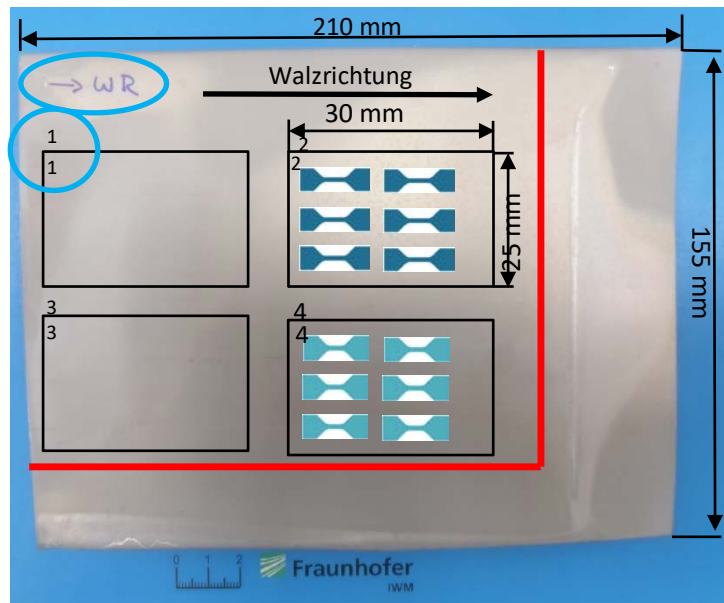


Abbildung 6: Schematische Darstellung der Mikroprobenentnahme

Metallographische Untersuchung

Im Verlauf des Projekts wurden umfangreiche metallographische Untersuchungen an beiden Blechdicken durchgeführt. Abbildung 7 zeigt exemplarisch Electron-Backscatter-Diffraction (EBSD) und energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS) Aufnahmen für das 0,6 mm starke Blech, jeweils im Zustand vor und nach der Lötsimulation.

Vor der Lötsimulation ist die Lötplattierung in den EBSD-Aufnahmen deutlich an den Blechrändern identifizierbar. In der zugehörigen EDS-Aufnahme zeigt sich in diesem Bereich eine feine Verteilung von Siliziumeinschlüssen. Nach der Lötsimulation sind über die gesamte Blechdicke deutlich vergrößerte Körner zu erkennen. Im Bereich des gewalzten Grundwerkstoffs weist das Gefüge eine ausgeprägte Vorzugsorientierung entlang der Walzrichtung auf. Die wärmebehandelte Lötplattierung zeigt nahezu globulare Körner mit im Mittel größerem Durchmesser als im Grundblech. Die EDS-Aufnahmen belegen weiterhin Siliziumausscheidungen entlang der Korngrenzen in der Lötplattierung sowie AlMnSi-haltige Ausscheidungen an den Korngrenzen des Blechs.

Abbildung 8 zeigt entsprechende EBSD und EDS-Aufnahmen für das 1,6 mm starke Blech. Sowohl im Anlieferungszustand als auch nach der Lötsimulation treten die gleichen charakteristischen Merkmale wie beim 0,6 mm Blech auf, sodass ein vergleichbares Gefüge und Ausscheidungsverhalten für beide Blechdicken festgestellt werden kann.

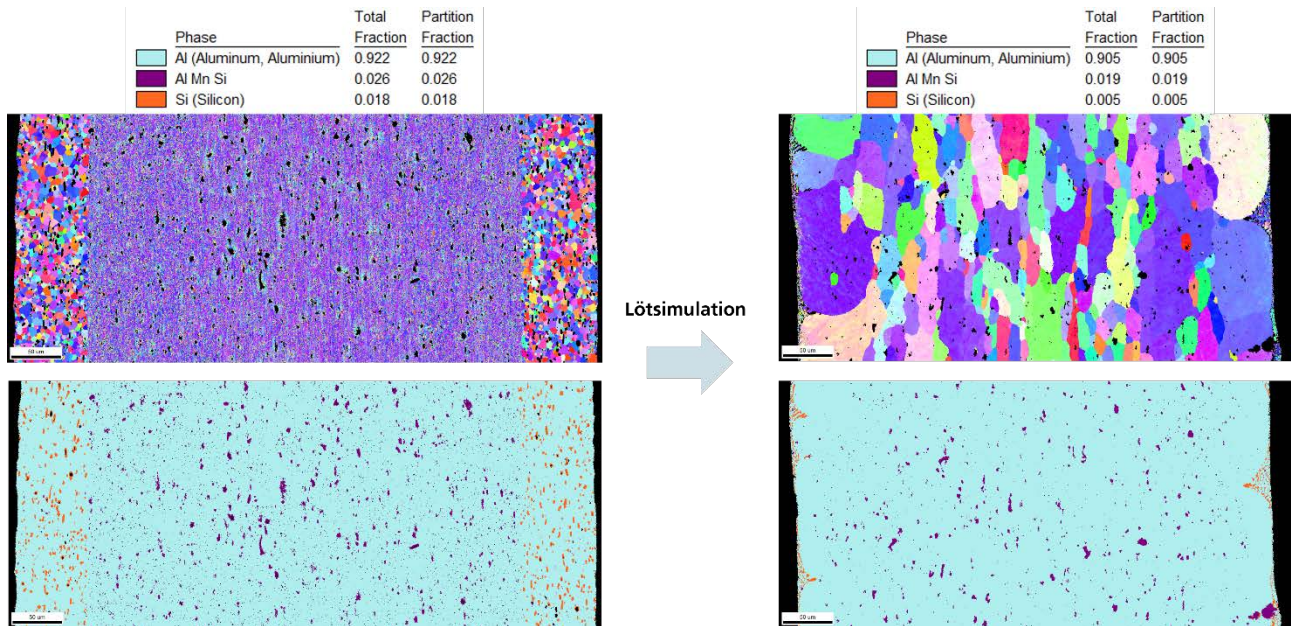


Abbildung 7: EBSD und EDX Aufnahmen des 0,6 mm Blechs vor und nach der Lötsimulation

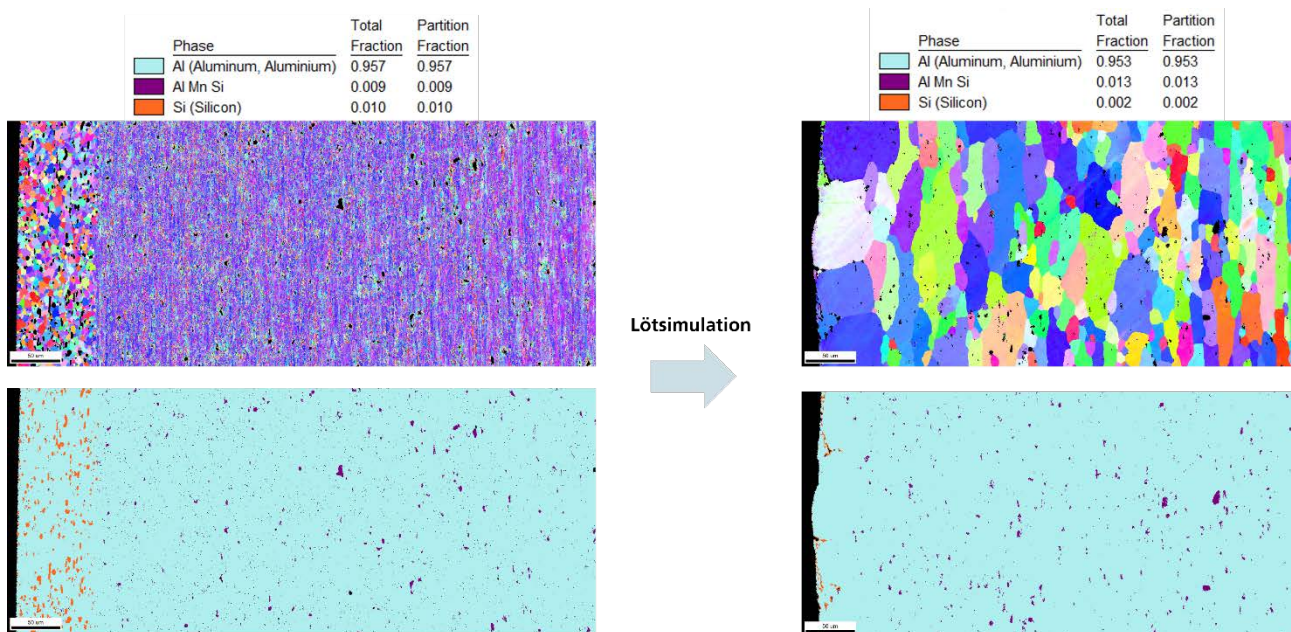


Abbildung 8: EBSD und EDX Aufnahmen des 1,6 mm Blechs vor und nach der Lötsimulation

Zusätzlich zu den zuvor beschriebenen EBSD und EDS-Aufnahmen wurden ergänzende Untersuchungen zur Kernel Average Misorientation (KAM) an beiden Blechdicken durchgeführt. Die KAM quantifiziert lokale Orientierungsabweichungen innerhalb des Kristallgitters und erlaubt damit Rückschlüsse auf die Verteilung plastischer Verformung sowie auf die Dichte geometrisch notwendiger Versetzungen (GNDs). Sie dient folglich als Indikator für lokale Spannungskonzentrationen und den mechanischen Zustand des Gefüges auf mikroskopischer Skala.

Abbildung 9 zeigt jeweils eine korrelierte EBSD und KAM-Aufnahme für das 0,6 mm starke Blech und das 1,6 mm starke Blech. In beiden Fällen sind ausgeprägte lineare Bereiche erhöhter Misorientierung zu erkennen, die auf unvollständig auspolierte Schleif bzw. Kratzspuren an der Probenoberfläche zurückzuführen sind

und somit Messartefakte darstellen. Ebenso weisen die Randbereiche der Aufnahmen erhöhte KAM-Werte auf, die als randbedingte Messfehler zu interpretieren sind.

Beim Vergleich des 0,6 mm Blechs (linke Bildhälfte) mit dem 1,6 mm Blech (rechte Bildhälfte) zeigt sich insgesamt ein höheres KAM-Niveau im dünneren Blech. Dies weist auf eine erhöhte lokale plastische Vorverformung im dünnen Blech hin, was mit der stärkeren Umformbeanspruchung während der Blechherstellung konsistent ist. Die Ergebnisse legen nahe, dass auch nach der im Zuge der Lötsimulation erfolgten Rekristallisation ein gewisser Anteil plastischer Verformung bzw. eine erhöhte GND-Dichte im dünnen Blech erhalten bleibt.

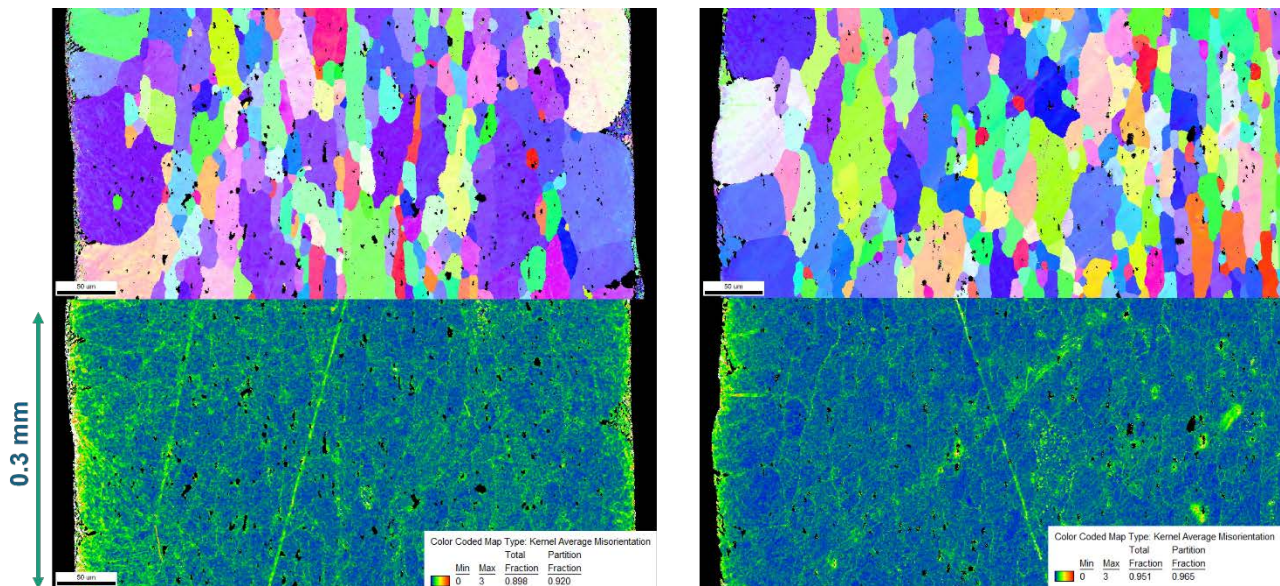


Abbildung 9: EBSD und KAM Aufnahme der lötsimulierten Bleche

Einfluss des Hartlötens

Um den Einfluss des Hartlötens auf plattierte Bleche zu untersuchen, wurden einachsige Zugversuche bei Raumtemperatur, 110 °C und 150 °C an Proben durchgeführt, die sowohl aus rohen (im Lieferzustand) als auch aus hartlötungssimulierten Blechen mit einer Dicke von 0,6 mm entnommen wurden. Ein Vergleich der resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven von Proben, die vor und nach der Lötsimulation geprüft wurden, zeigt, dass das Löten die Streckgrenze des Materials verringert, das Verformungsverhalten verändert und ein weiches, duktileres Material erzeugt.

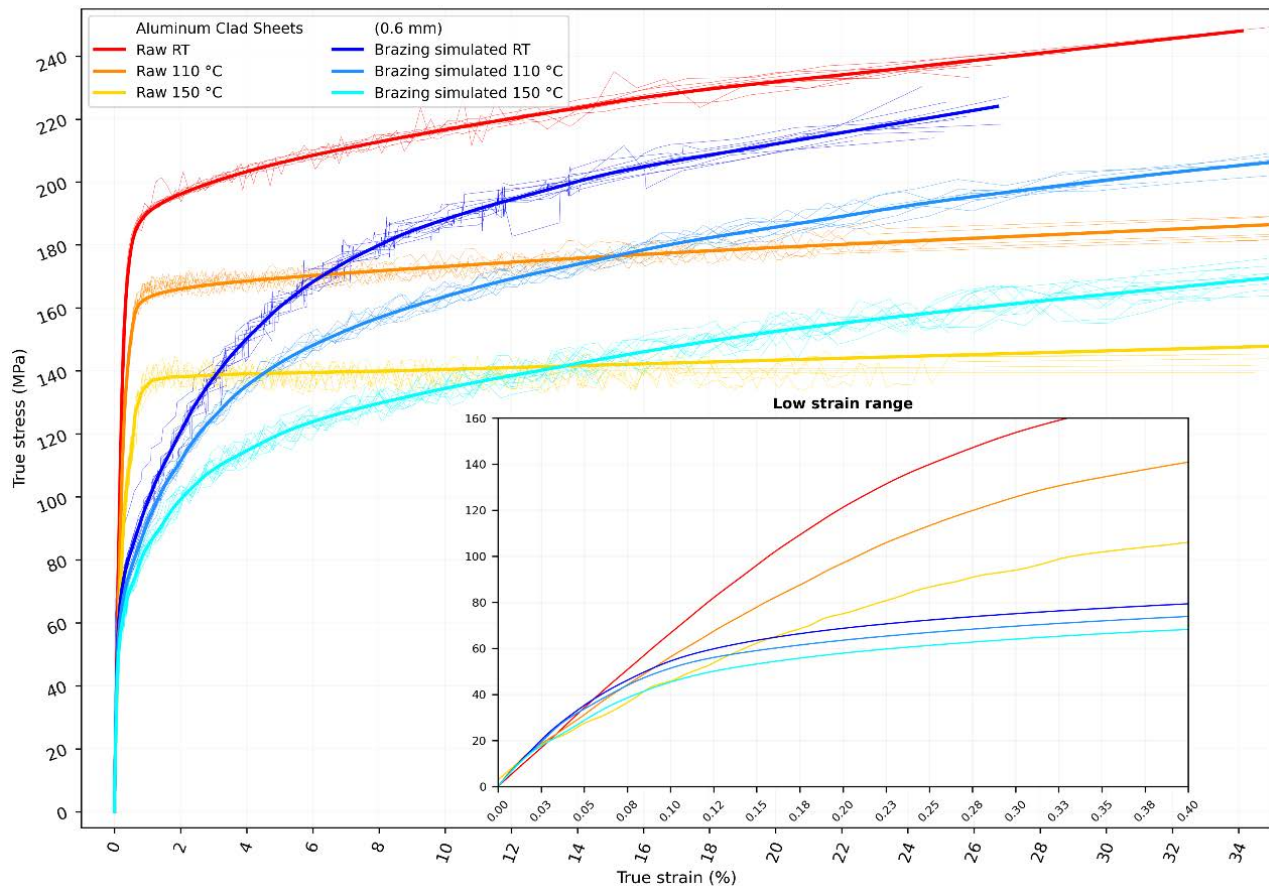


Abbildung 10: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven aus einachsigen Zugversuchen an 0,6 mm dicken Aluminium-Verbundblechen vor und nach der Hartlöt-Simulation

Hierbei ist zu beachten, dass die Rohbleche aus drei Schichten bestehen: einem Kernmaterial, das zwischen zwei Plattierungsschichten eingebettet ist. Im Gegensatz dazu enthalten die lötsimulierten Bleche wenig bis gar kein verbleibendes Plattierungsmaterial und bestehen hauptsächlich aus wärmebehandeltem Kernmaterial, was wahrscheinlich auf die Wechselwirkung mit dem geschmolzenen Plattierungsmaterial an den Oberflächen während des Lötprozesses zurückzuführen ist. Dieser Unterschied macht es schwierig, allein auf der Grundlage dieser Ergebnisse den Einfluss des Lötprozesses auf das Kernmaterial zu isolieren und eindeutige Schlussfolgerungen zu ziehen. Die zuvor diskutierten mikrostrukturellen Analysen bestätigen jedoch, dass dieser Prozess zu einer Entspannung der inneren Spannungen und damit zu einer allgemeinen Erweichung führt.

Einfluss der Temperatur

Obwohl das in dieser Studie relevante thermomechanische Ermüdungsbruchverhalten bei Dehnungswerten unter 1 % unter zyklischer Belastung auftritt, sind einachsige Zugversuche nützlich, um die Plastizität des Materials zu verstehen und zu modellieren. Dementsprechend wurde eine Reihe von Zugversuchen an plattierten Blechen, die einem Lötprozess nachempfunden waren, bei Temperaturen von Raumtemperatur bis 220 °C durchgeführt, einem anwendungsbezogenen Temperaturbereich. Insgesamt wurden 42 Zugversuche bei verschiedenen Temperaturen an Blechen mit einer Dicke von 0,6 mm vor dem Löten sowie zwei Versuche bei Raumtemperatur an Blechen mit einer Dicke von 1,6 mm vor dem Löten durchgeführt. Alle Zugproben wurden aus derselben Charge entnommen. Die Anzahl der an den dickeren Blechen durchgeführten Hochtemperaturversuche reichte jedoch nicht aus, um eine statistisch zuverlässige Analyse zu ermöglichen; daher sind die entsprechenden Ergebnisse nicht enthalten. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Abbildung 2

dargestellt.

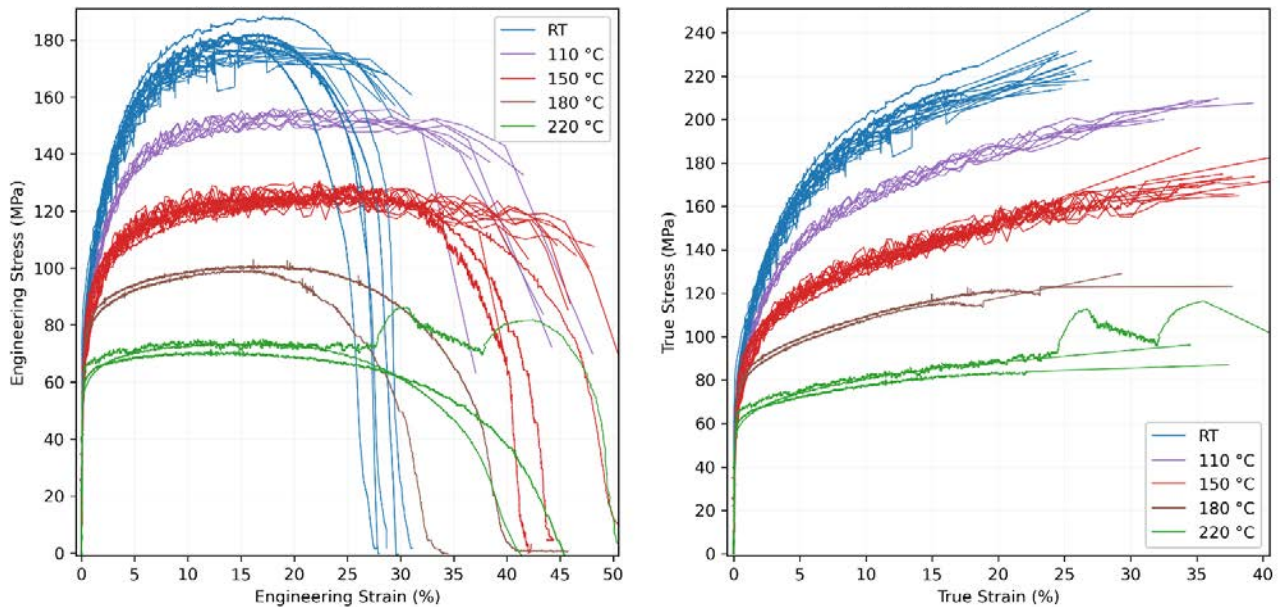


Abbildung 11: Technische (links) und wahre (rechts) Spannungs-Dehnungskurven, die bei einachsigen Zugversuchen an Proben gewonnen wurden, die aus 0,6 mm dicken, lötgesimulierten Aluminiumverbundblechen bei verschiedenen Temperaturen entnommen wurden.

Einfluss der Blechdicke

Ein Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven für die dünneren und dickeren Bleche zeigt ein ähnliches Plastizitätsverhalten unter monotoner Belastung bei Raumtemperatur. Im niedrigen Dehnungsbereich (unter 1 %) bestätigt der erste Zyklus der einachsigen Ermüdungsversuche ebenfalls die Vergleichbarkeit der Reaktionen für die beiden Dicken.

Mit anderen Worten: Das plastische Verhalten des Materials unter monotoner Belastung lässt sich für beide Dicken mit denselben Materialparametern beschreiben. Im Durchschnitt weisen die beiden Blechdicken unter monotoner Belastung eine nahezu identische Streckgrenze und ein vergleichbares Verfestigungsverhalten auf. Unter zyklischer Belastung unterscheidet sich das Wachstum der Streckgrenze zwischen den beiden Dicken jedoch erheblich. Zudem wurde eine lokale Variation der Streckgrenze beobachtet, die bei den Blechen mit einer Dicke von 0,6 mm vor dem Hartlöten ausgeprägter ist als bei denen mit 1,6 mm. Diese Effekte werden in Abschnitt 5.3 ausführlich erörtert.

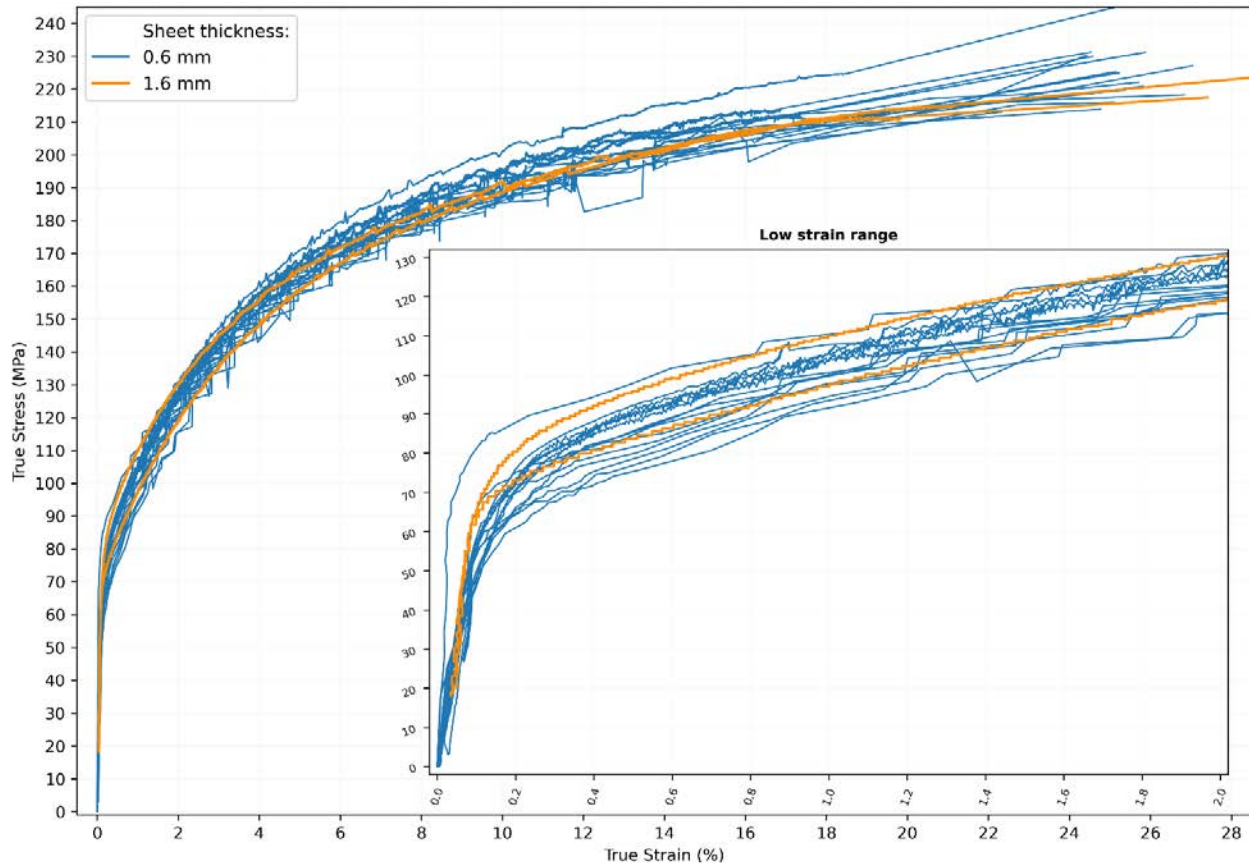


Abbildung 12: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven, die bei einachsigen Zugversuchen an Proben gewonnen wurden, die aus Aluminium-Verbundblechen mit einer Dicke vor dem Lötens von 0,6 mm und 1,6 mm entnommen wurden, bei Raumtemperatur.

Zyklische isotherme Versuche

Die zyklisch isothermen Versuche wurden bei drei Temperaturen durchgeführt: Raumtemperatur (RT), 180 °C und 220 °C. Zusätzlich wurden probeweise Versuche bei 250 °C realisiert. Die Bruchflächen dieser Proben zeigten jedoch einen deutlich erhöhten Anteil kriechdominierter Schädigung. Da mit den zyklischen Versuchen primär das Ermüdungsverhalten charakterisiert werden soll, wurde auf weitere Versuche in diesem Temperaturbereich, in dem zunehmend Kriechschädigung auftritt, verzichtet.

Alle zyklischen Versuche wurden dehnungsgeregelt bei einer Frequenz von 1 Hz durchgeführt. Die Versuche bei Raumtemperatur erfolgten bei einem Dehnungsverhältnis $R_\epsilon = -1$, während für die Versuche bei 180 °C und 220 °C ein Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = 0,1$ gewählt wurde. Diese Reduktion des Druckanteils dient der geringeren Knickstabilität der Proben bei erhöhten Temperaturen Rechnung zu tragen und die Wahrscheinlichkeit eines vorzeitigen Ausknickens zu reduzieren.

Abbildung 13 zeigt die Dehnungs-Zeit und Spannungs-Zeit-Verläufe von jeweils einem exemplarischen Versuch bei den drei Temperaturen. In allen Fällen bleibt die vorgegebene Dehnung bis zum Versagen im Mittel konstant. Bei 180 °C und 220 °C treten vereinzelt Schwankungen bzw. Ausreißer in den Dehnungssignalen auf, denen jedoch keine korrespondierenden Anomalien im Spannungsverlauf gegenüberstehen. Es ist daher davon auszugehen, dass diese Ausreißer auf Messfehler in der optischen Dehnungserfassung infolge von Hitzeflimmern zurückzuführen sind. Die sporadisch fehlerhaften Dehnungsmesswerte hatten keinen relevanten Einfluss auf die Dehnungsregelung.

Der Spannungs-Zeit-Verlauf der Versuche bei Raumtemperatur zeigt eine ausgeprägte zyklische Verfestigung

über die Versuchsdauer. Im Gegensatz dazu weisen die Versuche bei erhöhten Temperaturen zunächst eine Abnahme der Spannungsamplitude innerhalb der ersten ca. 100 Zyklen (zyklische Weichung) auf. Anschließend pendelt sich die Spannung auf einem nahezu konstanten Plateau ein, bevor mit Rissinitiiierung und -ausbreitung eine deutliche Spannungsreduktion bis zum endgültigen Versagen der Probe einsetzt.

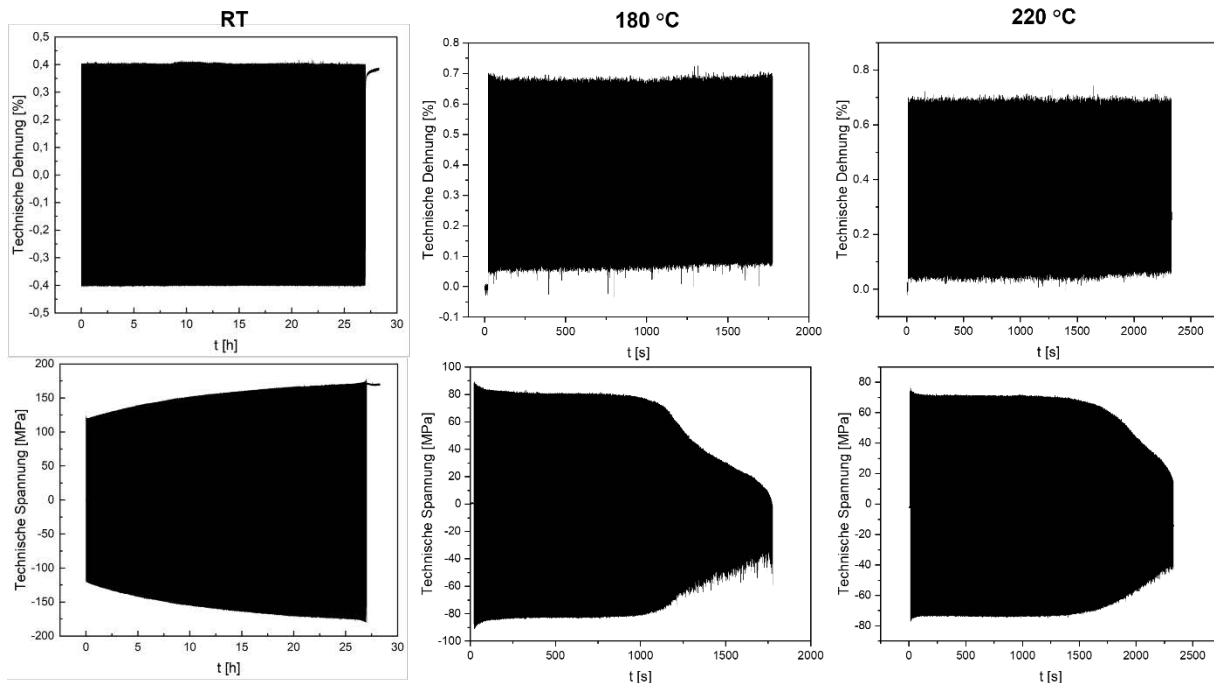


Abbildung 13: Dehnungs- und Spannungs-Zeit-Diagramme für drei Temperaturen

Abbildung 14 zeigt für jeden der drei untersuchten Temperaturbereiche (RT, 180 °C und 220 °C) jeweils fünf Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zu drei unterschiedlichen Zeitpunkten der Lebensdauer. Die ersten fünf Zyklen sind in Rot, fünf Zyklen bei halber Lebensdauer in Orange und die letzten fünf Zyklen vor dem Versagen in Grün dargestellt.

Für den Versuch bei Raumtemperatur ist in den ersten fünf Zyklen eine ausgeprägte zyklische Verfestigung erkennbar. Die Hysteresen bei halber Lebensdauer weisen eine weitere Zunahme der Spannungsamplitude auf und belegen eine fortschreitende Verfestigung des Werkstoffs. In den letzten fünf Zyklen ist eine leichte Abnahme der Spannungen zu beobachten, die auf die Initiierung und frühe Ausbreitung eines Ermüdungsris-ses zurückzuführen ist.

Im Versuch bei 180 °C zeigt sich in den ersten fünf Zyklen keine Spannungszunahme; vielmehr ist – konsistent mit den Spannungs-Zeit-Verläufen – eine zyklische Weichung erkennbar. Besonders deutlich wird dies im Vergleich der Hysteresen zu Versuchsbeginn und bei halber Lebensdauer, bei denen die Spannungsamplituden abnehmen. In den letzten fünf Zyklen wird im Zugbereich nahezu keine Spannung mehr übertragen, während noch signifikante Druckspannungen auftreten. Dies deutet darauf hin, dass die Probe zu diesem Zeitpunkt nahezu vollständig durchrissen ist und die Last nur noch über einen stark reduzierten Restquerschnitt eingeleitet wird.

Das Verhalten der Hysteresen bei 220 °C entspricht qualitativ dem bei 180 °C. Die maximal erreichbaren Spannungen fallen jedoch geringer aus, und die letzten fünf Zyklen weichen leicht im Verlauf ab. Auch hier

wird in den finalen Zyklen nahezu keine Zugspannung mehr aufgebaut, allerdings tritt das vollständige Versagen der Probe bei geringerer Lastspielzahl ein.

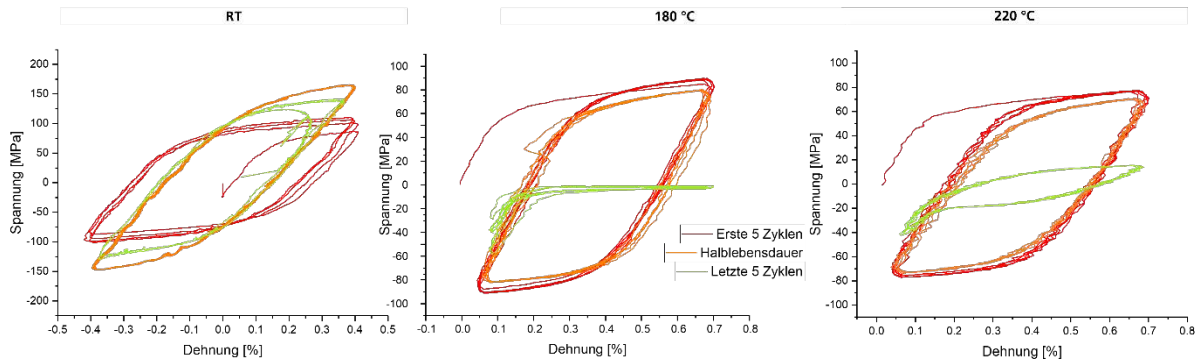


Abbildung 14: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zu drei unterschiedlichen Zeitpunkten der Lebensdauer

Abbildung 15 zeigt exemplarisch die Bruchfläche einer bei erhöhter Temperatur geprüften Ermüdungsprobe. Die Aufnahme dient dem Nachweis, dass die vorliegenden Versuche ein charakteristisches Ermüdungsversagen aufweisen und weder ein plastischer Kollaps noch ein kriechedominiertes Versagen im Vordergrund stehen.

Bei genauer Betrachtung der Bruchfläche lassen sich zwei Anrissstellen in den beiden unteren Ecken identifizieren. Von diesen Initiationsbereichen aus breitet sich ein Ermüdungsriss über annähernd zwei Drittel der Bruchfläche aus. Der verbleibende Bereich ist dem Restbruch zuzuordnen, der infolge lokal überschrittener Tragfähigkeit im Wesentlichen durch plastisches Versagen des Materials geprägt ist.

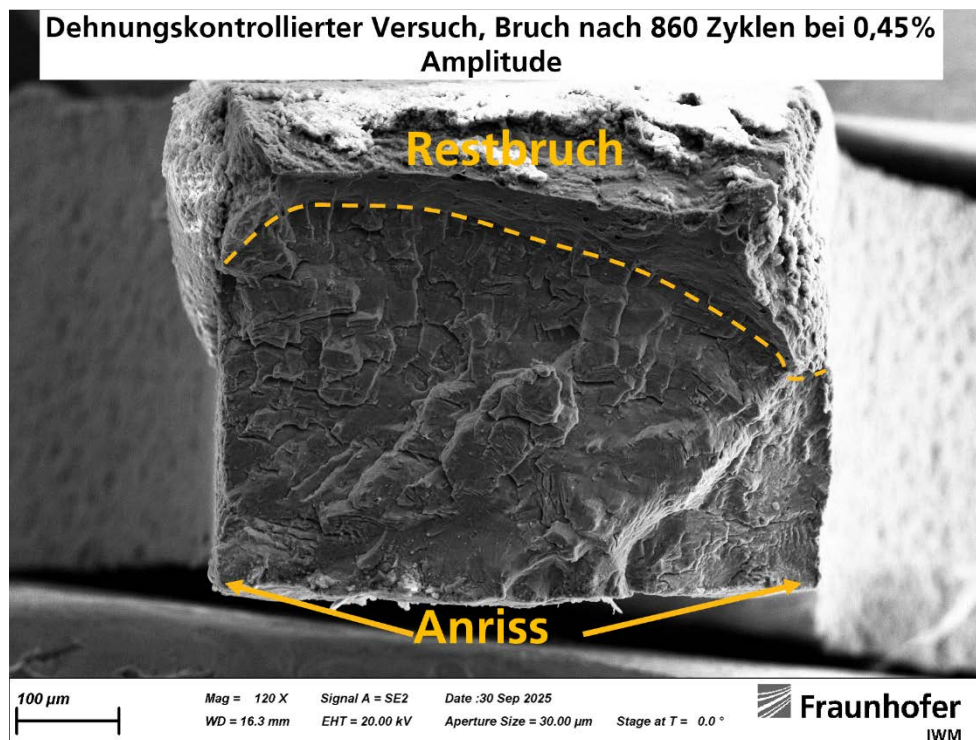


Abbildung 15: Bruchfläche eines isothermen, zyklischen Versuchs bei 180 °C

Abbildung 16 zeigt das Wöhlerdiagramm aller zyklischen isothermen Versuche. Dargestellt sind insgesamt 44

Versuche bei Raumtemperatur sowie bei 180 °C und 220 °C im untersuchten Bereich der Dehnungsamplituden. Über alle Lastniveaus hinweg ist eine Abnahme der Lebensdauer mit steigender Temperatur erkennbar: Für eine gegebene Dehnungsamplitude liegen die Bruchlastspielzahlen der Versuche bei 180 °C und 220 °C typischerweise um etwa eine Größenordnung unter denen bei Raumtemperatur.

Die Datenpunkte der beiden Versuchsreihen bei 180 °C und 220 °C liegen dabei eng beieinander, sodass in diesem Temperaturfenster kein ausgeprägter zusätzlicher Temperatureffekt auf das Ermüdungsleben identifiziert werden kann. Die Steigung der Wöhlerlinien ist für alle drei Temperaturen vergleichbar, was auf einen im Wesentlichen identischen Schädigungsmechanismus schließen lässt.

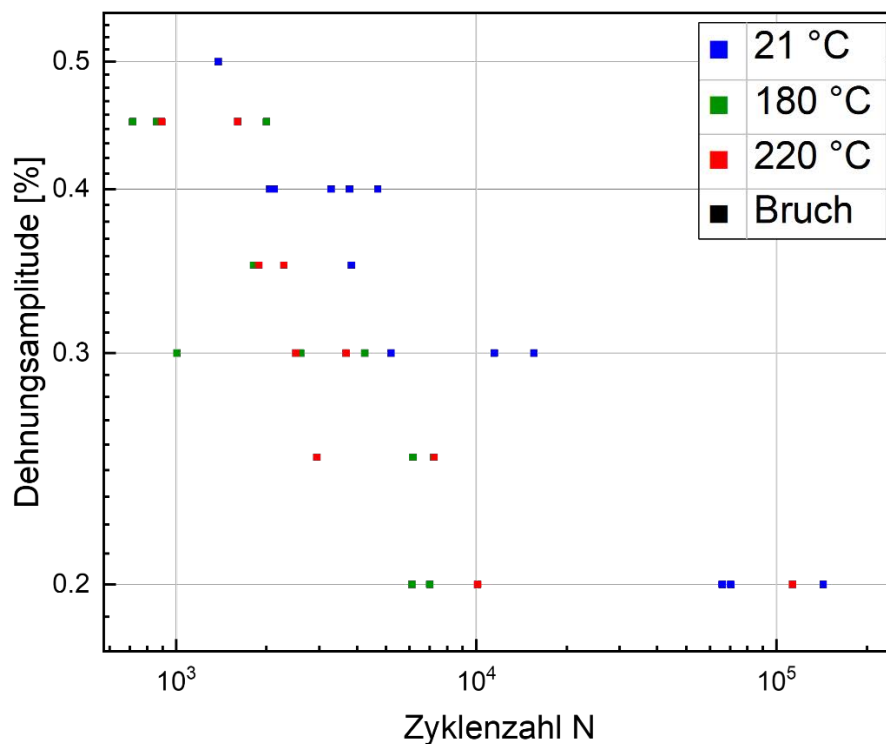


Abbildung 16: Dehnungs-Wöhlerdiagramm der isothermen Versuche

1.2 Arbeitspaket 2: Werkstoffverhalten unter zyklischer thermischer Beanspruchung

Ergebnisse der Ermüdungsversuche

Arbeitspaket 2 baut unmittelbar auf den in AP1 gewonnenen Erkenntnissen zum isothermen Werkstoffverhalten auf und erweitert die Untersuchungen auf thermomechanische Beanspruchungen unter anisothermen Bedingungen. Während in AP1 dünne Mikroproben aus bauteilnahen Bereichen untersucht wurden, erfolgt in AP2 die Charakterisierung an Flachproben aus einem Blech mit einer Dicke von 1,6 mm. Diese Anpassung der Probengeometrie und -dimension ist insbesondere durch die Anforderungen der thermomechanischen Versuche begründet, bei denen eine homogene Temperaturführung sowie eine stabile mechanische Belastung über größere Querschnitte hinweg sichergestellt werden müssen.

Die Änderung der Blechdicke und Probengeometrie macht eine direkte Übertragbarkeit der in AP1 gewonnenen Werkstoffdaten nicht ohne weiteres möglich. Daher wird in AP2 zunächst eine ergänzende isotherme Werkstoffcharakterisierung durchgeführt, um eine Vergleichbarkeit zwischen den unterschiedlichen Probengeometrien und Blechdicken herzustellen. Ziel dieses Zwischenschritts ist es, den Einfluss der Probenabmessungen und der werkstofflichen Randbedingungen auf das mechanische und zyklische Verhalten zu bewerten und eine konsistente Datenbasis für die anschließenden thermomechanischen Untersuchungen zu schaffen.

Hierzu werden quasistatische Zugversuche bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen von 150 °C und 300 °C durchgeführt. Für diese Untersuchungen wurde ein spezifischer Versuchsaufbau bestehend aus einem Linearmotorprüfstand in Kombination mit einem Hochtemperaturofen realisiert, der eine präzise Regelung von Kraft, Dehnung und Temperatur ermöglicht. Ergänzend dazu werden isotherme Ermüdungsversuche im Low-Cycle-Fatigue-Bereich an Flachproben auf einer servohydraulischen Universalprüfmaschine durchgeführt. Die Versuche erfolgen dehnungsgeregelt bei einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ und bei Temperaturen von Raumtemperatur, 100 °C und 150 °C, sodass eine direkte Vergleichbarkeit mit den in AP1 ermittelten Trends sowie eine Bewertung möglicher Skaleneffekte ermöglicht wird.

Aufbauend auf dieser erweiterten isothermen Datenbasis werden anschließend thermomechanische Ermüdungsversuche durchgeführt. Diese erfolgen unter anisothermen Bedingungen im Temperaturbereich zwischen 60 °C und 180 °C bei überlagerter zyklischer Dehnungsbeanspruchung. Die Versuche werden ebenfalls dehnungsgeregelt bei einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ durchgeführt. Eine gezielte Phasenverschiebung zwischen Temperatur und Dehnungsverlauf wird durch eine definierte zeitliche Verschiebung realisiert, die hier einer Temperaturdifferenz von etwa 25 °C entspricht.

Ziel dieser thermomechanischen Untersuchungen ist es, den Einfluss der gekoppelten thermischen und mechanischen Belastung auf das Ermüdungsverhalten systematisch zu erfassen und insbesondere Unterschiede zum isothermen Verhalten herauszuarbeiten. Dabei steht die Frage im Vordergrund, inwieweit sich die unter anisothermen Bedingungen beobachteten Spannungs-Dehnungs-Zustände und Lebensdauern aus den isothermen Referenzdaten ableiten lassen oder ob zusätzliche Schädigungsmechanismen berücksichtigt werden müssen.

Ein weiterer Schwerpunkt von AP2 liegt auf der experimentellen Erfassung lokaler Verformungszustände mittels digitaler Bildkorrelation. Durch die orts aufgelöste Messung von Dehnungs-Zeit-Verläufen können lokale Dehnungsüberhöhungen identifiziert und deren Entwicklung während der thermomechanischen Beanspruchung verfolgt werden. Diese Informationen sind insbesondere für die Analyse der Rissinitiierung sowie für die spätere Kalibrierung von Versagenskriterien von zentraler Bedeutung.

Die in AP2 gewonnenen experimentellen Daten dienen darüber hinaus der Validierung und Weiterentwicklung des in AP1 kalibrierten Materialmodells. Durch den Vergleich von gemessenen und simulierten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen sowie lokalen Dehnungsverläufen unter anisothermen Bedingungen kann die Modellgüte bewertet und gezielt verbessert werden. Auf dieser Basis wird im weiteren Verlauf ein geeignetes Versagenskriterium implementiert und anhand der experimentellen Ergebnisse kalibriert, sodass eine Zuordnung lokaler Belastungszustände zu entsprechenden Lebensdauern möglich wird.

AP2 liefert damit die notwendige Verbindung zwischen den isothermen Werkstoffdaten aus AP1 und den späteren bauteilnahen Untersuchungen. Die Ergebnisse bilden eine wesentliche Grundlage für die Entwicklung belastbarer Lebensdauermodelle unter realitätsnahen thermomechanischen Randbedingungen.

Geometrie und Entnahme der Makroproben

Für die Untersuchungen in AP2 wurden Flachproben aus einem Aluminiumblech mit einer Dicke von 1,6 mm verwendet. Im Folgenden werden diese Proben zur Abgrenzung von den in AP1 eingesetzten Mikroproben als Makroproben bezeichnet. Während die Mikroproben in AP1 Querschnitte im Bereich von bis zu $1 \times 1 \text{ mm}^2$ aufweisen, ermöglichen die hier verwendeten Makroproben eine stabilere Versuchsdurchführung sowie eine homogenere Temperaturführung, insbesondere für thermomechanische Belastungszustände.

Die Proben wurden aus einem Blech entnommen, wobei unterschiedliche Orientierungen relativ zur Walzrichtung berücksichtigt wurden. Dadurch kann der Einfluss der Materialanisotropie auf das mechanische und zyklische Verhalten untersucht werden. Die Walzrichtung ist in den entsprechenden Entnahmeabbildungen gekennzeichnet.

Ein wesentliches Merkmal des verwendeten Blechs ist die lokal inhomogene Verteilung des Lotes infolge des Lötprozesses. Insbesondere an den Blechrändern kommt es zur Ansammlung von verflüssigtem Lot, was zu lokalen Unterschieden in Gefüge und mechanischen Eigenschaften führen kann. Diese Bereiche wurden bei der Probenentnahme, soweit möglich, vermieden, um reproduzierbare Randbedingungen für die mechanischen Untersuchungen sicherzustellen.

Für die quasistatischen Zugversuche wurden Flachzugproben mit definierter Messlänge und reduziertem Querschnitt im Probenmitteteil verwendet (vgl. Abbildung 17 links). Die Geometrie wurde so ausgelegt, dass eine möglichst homogene Spannungs- und Dehnungsverteilung im Messbereich gewährleistet ist und ein reproduzierbares Versagen im Probenmitteteil erfolgt.

Die Proben für die Ermüdungsversuche (LCF und TMF) weisen ebenfalls eine flachstabartige Geometrie mit reduziertem Querschnitt im Prüfbereich auf (vgl. Abbildung 17 rechts). Diese Geometrie ermöglicht eine stabile Einspannung sowie eine gleichmäßige Temperatur und Dehnungsverteilung während der zyklischen Beanspruchung. Gleichzeitig ist sie für den Einsatz optischer Messverfahren, insbesondere der digitalen Bildkorrelation, geeignet.

Die Probenentnahme aus dem Blech erfolgte so, dass definierte Bereiche hinsichtlich Walzrichtung und Lötzustand untersucht werden konnten (vgl. Abbildung 18). Dabei wurde darauf geachtet, dass die Proben aus repräsentativen Bereichen des Materials stammen und lokale Inhomogenitäten bei der Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt werden können.

Durch die Kombination aus gezielter Probenentnahme, definierter Probengeometrie und Berücksichtigung der walzrichtungsabhängigen Eigenschaften wird eine belastbare Grundlage für die anschließenden isothermen und thermomechanischen Untersuchungen geschaffen.

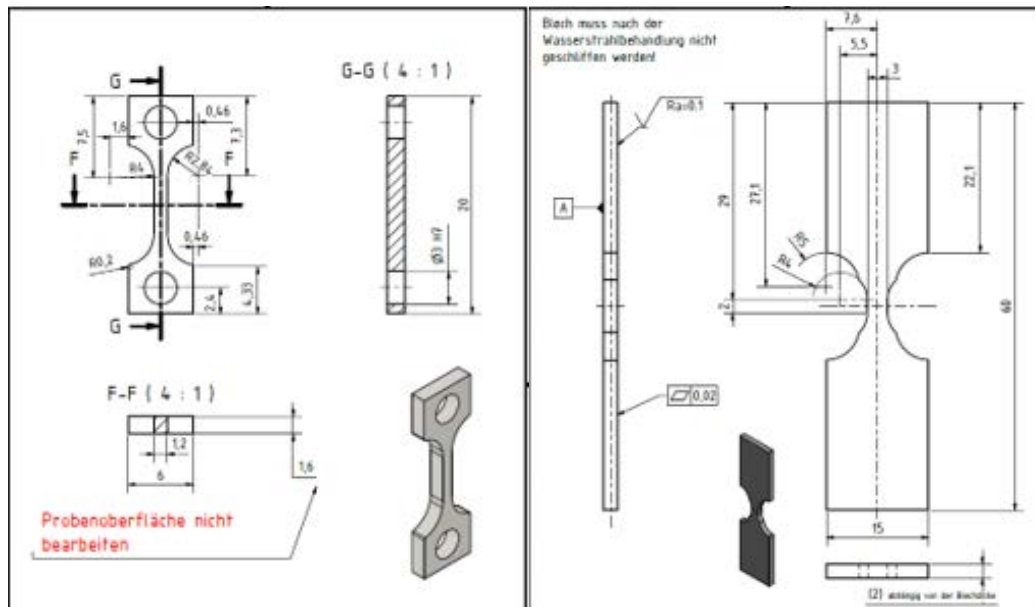


Abbildung 17: Geometrien der verwendeten Makroproben. Links: Flachzugprobe für quasistatische Zugversuche. Rechts: Flachprobe für isotherme (LCF) und anisotherme (TMF) Ermüdungsversuche aus Aluminium-Verbundblechen mit einer Dicke vor dem Löten 1,6 mm.

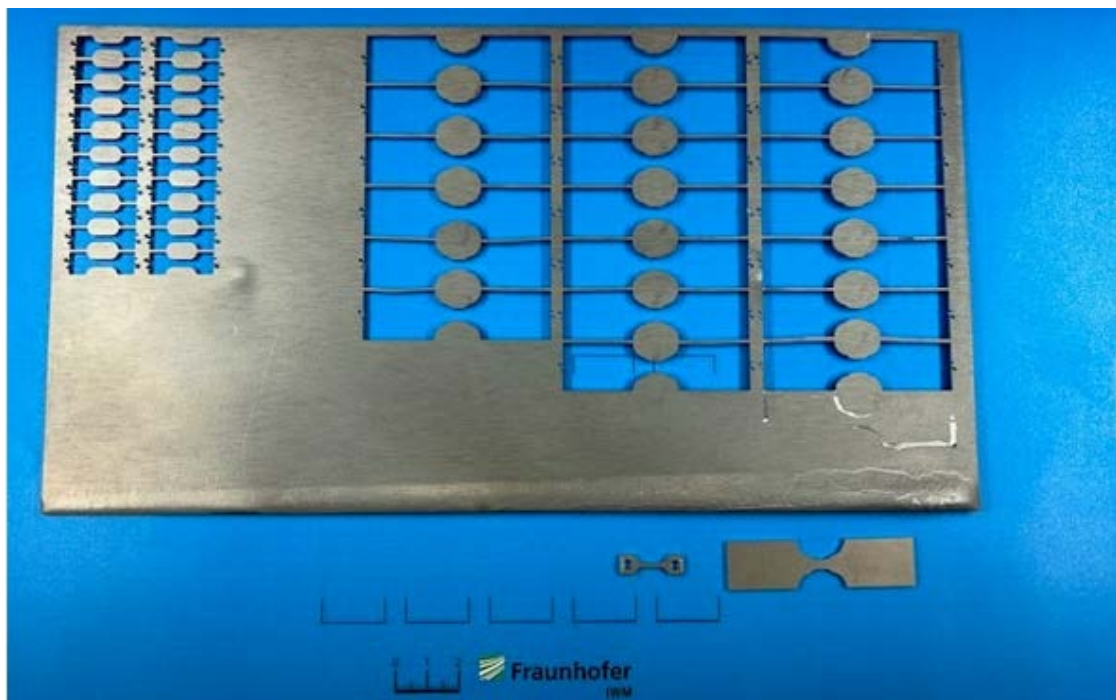


Abbildung 18: Entnahme der Makroproben aus dem lötprozesssimulierten Aluminiumblech ($t = 1,6$ mm). Die Entnahme erfolgte in Walzrichtung. Lokale Ansammlungen von verflüssigtem Lot, insbesondere im unteren Randbereichen, sind sichtbar und wurden bei der Probenentnahme vernachlässigt.

Versuchsaufbau für quasistatische Zugversuche an Makrozugproben

Die quasistatischen Zugversuche wurden an einer speziell für die Untersuchungen im Rahmen dieses Projekts aufgebauten Prüfmaschine durchgeführt. Die Anlage stellt einen vollständigen Eigenbau dar, der gezielt auf die Anforderungen der Versuche an den verwendeten Makroproben aus dünnen Aluminiumblechen ausgelegt wurde.

Die mechanische Belastung erfolgt über einen elektrodynamischen Linearmotor (maximale Kraft 1 kN) der Physik Instrumente (PI) SE & Co. KG. Dieser ermöglicht eine präzise Ansteuerung des Prüfmaschinenwegs und damit eine kontrollierte Aufbringung der mechanischen Belastung. Der gesamte Versuchsaufbau mit Linearantrieb, Hochtemperaturofen und optischem Messsystem ist in Abbildung 19 dargestellt.

Die Steuerung der Prüfmaschine sowie die Messdatenerfassung wurden ebenfalls eigenständig realisiert und basieren auf einem Echtzeitsystem unter Verwendung von LabVIEW RealTime. Dadurch ist eine synchrone Erfassung aller relevanten Messgrößen während des Versuchs gewährleistet.

Die Proben wurden über eine Bolzenlagerung in die Prüfmaschine eingebracht, wodurch eine möglichst momentenfreie Krafteinleitung sichergestellt und Biegebeanspruchungen minimiert werden. Ein Beispiel einer gebrochenen Probe einschließlich Einspannung ist in Abbildung 20 dargestellt. Der Bruch tritt dabei reproduzierbar im Bereich des reduzierten Querschnitts auf, was auf eine geeignete Probengeometrie sowie eine gleichmäßige Spannungsverteilung im Messbereich hinweist.

Die Temperierung der Proben erfolgt mittels eines Hochtemperaturofens vom Typ MTS 653 Furnace, der eine homogene und stabile Temperaturführung im Messbereich ermöglicht. Die Temperatur wird direkt an der Probe über angelegte TypK-Thermoelemente erfasst. Vor Versuchsbeginn wird eine definierte Haltezeit eingehalten, um eine thermische Stabilisierung der Probe sicherzustellen. Die Versuche wurden unter Umgebungsatmosphäre (Luft) durchgeführt.

Die Versuche werden weggeregelt durchgeführt, wobei der Prüfmaschinenweg als Führungsgröße dient. Die Belastung erfolgt mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit, die einer Dehnrate von etwa $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ entspricht.

Die resultierende Dehnung im Messbereich der Probe wird berührungslos erfasst. Hierzu wird ein optisches Extensometer eingesetzt, das in Zusammenarbeit mit dem Fraunhofer-Institut für Physikalische Messtechnik IPM entwickelt wurde. Das System basiert auf einer Echtzeit-Digitalen Bildkorrelation (DIC) und ermöglicht eine hochaufgelöste Bestimmung der lokalen Dehnung im Messbereich. Für die optische Auswertung wurde ein geeignetes Oberflächenmuster aufgebracht, um eine stabile Korrelation der Bilddaten zu gewährleisten.

Der Einsatz des speziell entwickelten Prüfstands ist erforderlich, da kommerzielle Systeme die Kombination aus präziser Wegregelung, Hochtemperaturführung und optischer Dehnungsmessung an dünnen Blechproben nur eingeschränkt ermöglichen.

Durch die Kombination aus präziser Wegregelung, stabiler Temperaturführung und optischer Dehnungsmessung steht ein leistungsfähiger Prüfstand zur Verfügung, der eine zuverlässige Charakterisierung des temperaturabhängigen Werkstoffverhaltens unter quasistatischer Belastung ermöglicht.

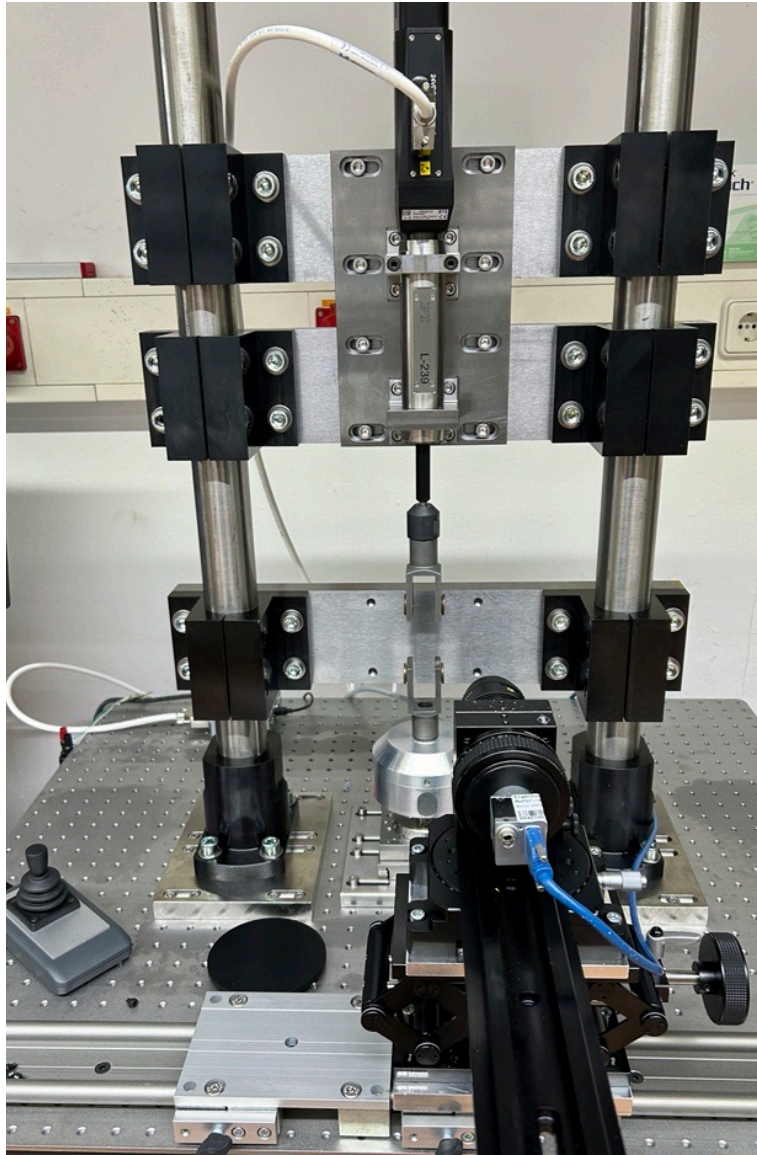


Abbildung 19: Versuchsaufbau für quasistatische Zugversuche an Makroproben mit optischer Dehnungsmessung. Dargestellt sind der elektrodynamische Linearmotor zur Wegregelung sowie das optische Extensometer zur berührungslosen Dehnungsmessung auf Basis digitaler Bildkorrelation (DIC).

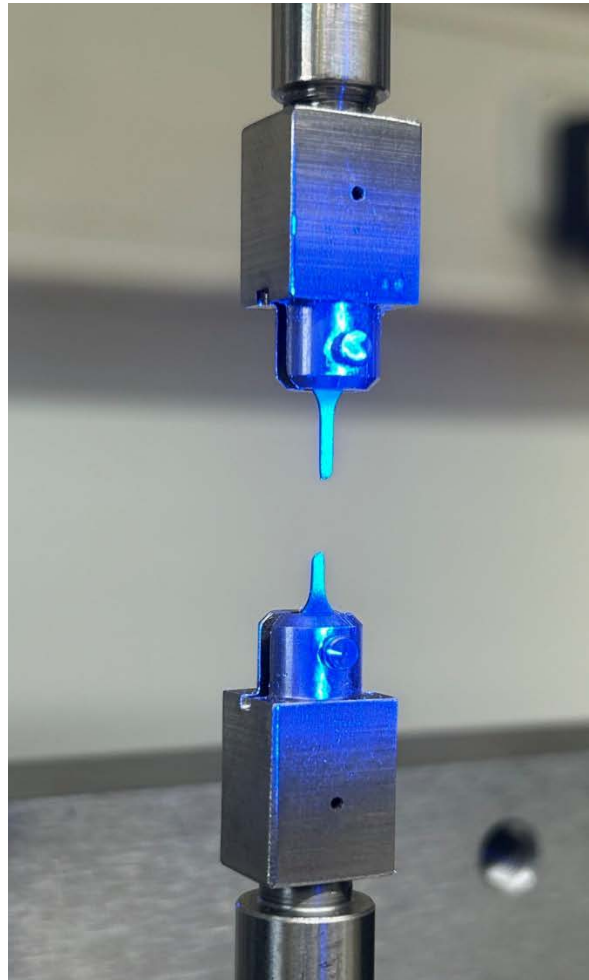


Abbildung 20: Gebrochene Makroprobe nach quasistatischem Zugversuch in der Einspannung. Die Abbildung zeigt die bolzengelagerte Probenbefestigung sowie den Bruch im reduzierten Querschnitt des Messbereichs.

Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche an Makrozugproben

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der untersuchten Makroproben unter quasistatischer Belastung ist in Abbildung 21 dargestellt. Die Versuche wurden bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen von 150 °C und 300 °C durchgeführt.

Grundsätzlich zeigen alle untersuchten Zustände ein typisches elastisch-plastisches Verformungsverhalten mit ausgeprägtem plastischem Anteil. Mit zunehmender Temperatur ist eine deutliche Abnahme der Zugfestigkeit zu beobachten. Während bei Raumtemperatur die höchsten Spannungsniveaus erreicht werden, liegen die Spannungen bei 150 °C bereits deutlich niedriger und zeigen bei 300 °C eine weitere signifikante Reduktion. Neben der Abnahme der Festigkeit ist gleichzeitig eine Veränderung des Verformungsverhaltens erkennbar. Mit steigender Temperatur nimmt die plastische Verformbarkeit der Proben zu, was sich in einer ausgeprägteren Dehnung bis zum Versagen widerspiegelt. Insbesondere bei 150 °C ist eine deutliche Zunahme der maximalen Dehnung im Vergleich zur Raumtemperatur erkennbar. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen darüber hinaus eine gewisse Streuung zwischen den einzelnen Versuchen. Diese ist insbesondere auf die inhomogene Materialstruktur des lötprozesssimulierten Blechs zurückzuführen. Lokale Unterschiede im Gefüge sowie in der Zusammensetzung, beispielsweise infolge von Lotansammlungen, können zu variierenden lokalen Fließ und Schädigungsmechanismen führen und somit die mechanischen Kennwerte beeinflussen.

Insgesamt bestätigen die Ergebnisse das erwartete temperaturabhängige Verhalten der Aluminiumlegierung mit einer Reduktion der Festigkeit und einer Zunahme der Duktilität bei steigender Temperatur. Gleichzeitig verdeutlichen sie den Einfluss materialbedingter Inhomogenitäten auf die Streuung der mechanischen Eigenschaften.

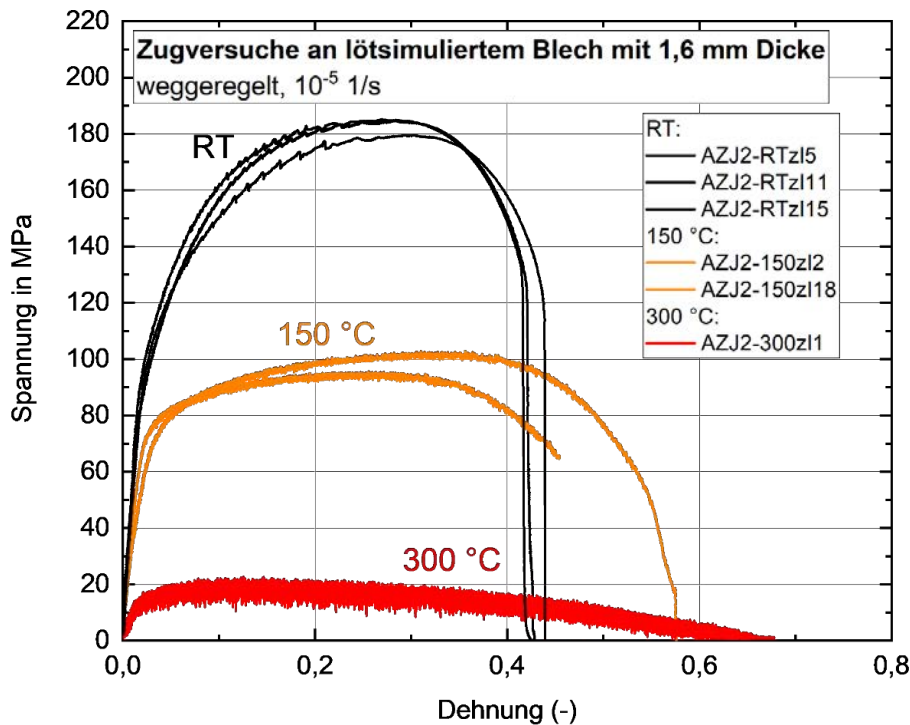


Abbildung 21: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Makroproben aus lötprozesssimuliertem Aluminiumblech ($t = 1,6 \text{ mm}$) bei quasistatischen Zugversuchen unter weggeregelter Belastung mit einer Dehnrage von $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Dargestellt sind Versuche bei Raumtemperatur, 150 °C und 300 °C.

Versuchsaufbau für isotherme (LCF) und anisotherme (TMF) Ermüdungsversuche

Die isothermen Low-Cycle-Fatigue (LCF) Versuche sowie die anisothermen thermomechanischen Ermüdungsversuche (TMF) wurden an einer elektromechanischen Universalprüfmaschine vom Typ Instron 8862 durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist auf die zyklische Beanspruchung von Makroproben unter kontrollierten thermischen und mechanischen Randbedingungen ausgelegt.

Die Proben wurden mittels eines eigens konstruierten und gefertigten hydraulischen Spannsystems in die Prüfmaschine eingespannt. Die Spannzeuge sind wassergekühlt, um eine thermische Beeinflussung der Einspannbereiche zu minimieren und eine stabile Kraftübertragung auch bei erhöhten Probentemperaturen sicherzustellen. Durch diese Spannlösung wird eine sichere und reproduzierbare Krafteinleitung unter zyklischer Hochtemperaturbeanspruchung gewährleistet. Der Versuchsaufbau für die isothermen und thermomechanischen Ermüdungsversuche ist in Abbildung 22 dargestellt.

Zur Vermeidung von Biegebeanspruchungen wurde besonderer Wert auf die exakte Ausrichtung der Proben gelegt. Hierzu wurde eine Ausrichteeinheit in Kombination mit einem mit acht Dehnungsmessstreifen (DMS)

instrumentierten Ausrichtstab eingesetzt. Über die Messung der Biegedehnungen während der Justage konnte eine nahezu momentenfreie Belastung der Probe eingestellt werden. Die Ausrichtung der Prüfschmaschine erfolgte in Anlehnung an ASTM E1012, sodass die zulässigen Biegeanteile im Messbereich eingehalten werden konnten.

Die Erwärmung der Proben erfolgte induktiv mittels einer Hochfrequenzinduktionsanlage des Typen Axio 5000 der TRUMPF Hüttinger. Diese ermöglicht eine schnelle und präzise Einstellung der Proben temperatur sowie die Realisierung der für thermomechanische Versuche erforderlichen Temperaturzyklen.

Die Temperaturmessung erfolgt berührungslos mittels eines Pyrometers des Typen CTLCF2C3 der MicroEpsilon Messtechnik GmbH. Zur Gewährleistung eines konstanten Emissionsverhaltens wurde die Probenrückseite vor Versuchsbeginn mit einem temperaturbeständigen Ofenlack schwarz beschichtet. Zusätzlich wurde mittels einer Wärmebildkamera vor Beginn der Versuchsreihe überprüft, dass eine homogene Temperaturverteilung im Messbereich der Proben vorliegt. Vor Versuchsbeginn wurde zudem eine ausreichende Haltezeit eingehalten, um eine thermische Stabilisierung sicherzustellen. Die Versuche wurden unter Umgebungsatmosphäre (Luft) durchgeführt.

Die Versuche wurden dehnungsgeregelt bei einem Dehnungsverhältnis von $R_{\epsilon} = -1$ durchgeführt. Für die Dehnungsmessung war ursprünglich der Einsatz eines optischen Extensometers auf Basis digitaler Bildkorrelation vorgesehen. Aufgrund der sehr kleinen Messlänge von $l_0 = 2 \text{ mm}$ in Kombination mit thermisch induzierten Flimmereffekten auf der Probenoberfläche erwies sich dieses Verfahren jedoch als zu störanfällig und mit erhöhten Messunsicherheiten behaftet. Aus diesem Grund wurde für die weiteren Versuche ein taktiler Hochtemperatur-Extensometer vom Typ 3648 der Epsilon Technology Corp eingesetzt. Dieses arbeitet mit keramischen Taststäben und ermöglicht eine robuste sowie präzise Dehnungsmessung auch unter thermomechanischer Belastung.

Durch die Kombination aus wassergekühltem Spannsystem, normgerechter Ausrichtung, induktiver Erwärmung, berührungsloser Temperaturmessung und robuster Dehnungsmessung steht ein leistungsfähiger Versuchsaufbau zur Verfügung, der eine reproduzierbare Untersuchung des Ermüdungsverhaltens unter isothermen und anisothermen Bedingungen ermöglicht.

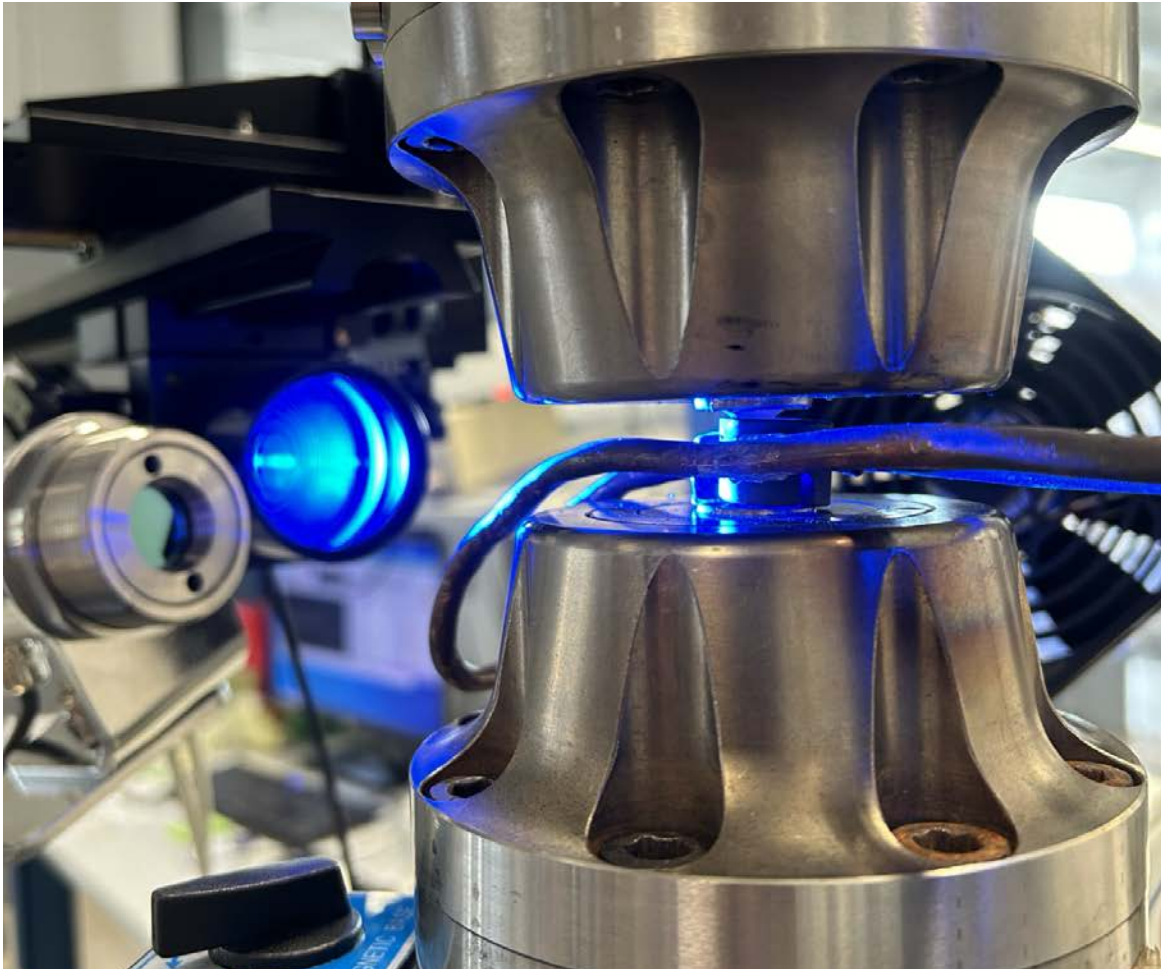


Abbildung 22: Versuchsaufbau für isotherme (LCF) und anisotherme (TMF) Ermüdungsversuche an Makroproben. Dargestellt sind die elektromechanische Prüfmaschine, das wassergekühlte Spannsystem, die induktive Probenbeheizung sowie das zuerst verwendete optische Extensometer zur Dehnungsmessung.

Werkstoffverhalten unter isothermer Ermüdungsbeanspruchung (LCF)

Die Spannungsverläufe sowie Spannungs-Dehnungs-Hysteresen ausgewählter Ermüdungsversuche sind in Abbildung 23 dargestellt. Die Versuche wurden bei einer konstanten Dehnungamplitude von $\epsilon_a=0,4\%$ und einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon=-1$ bei Raumtemperatur (oben), 100 °C (Mitte) und 150 °C (unten) durchgeführt. Die Spannungsverläufe zeigen für alle untersuchten Temperaturen ein charakteristisches zyklisches Verhalten mit einer kurzen Einlaufphase zu Beginn des Versuchs, gefolgt von einem stabilisierten Spannungsniveau über einen Großteil der Lebensdauer. Erst in der Endphase der Versuche ist ein deutlicher Abfall der Spannungen zu beobachten, der mit der fortschreitenden Schädigung und der einsetzenden Rissbildung in Zusammenhang steht.

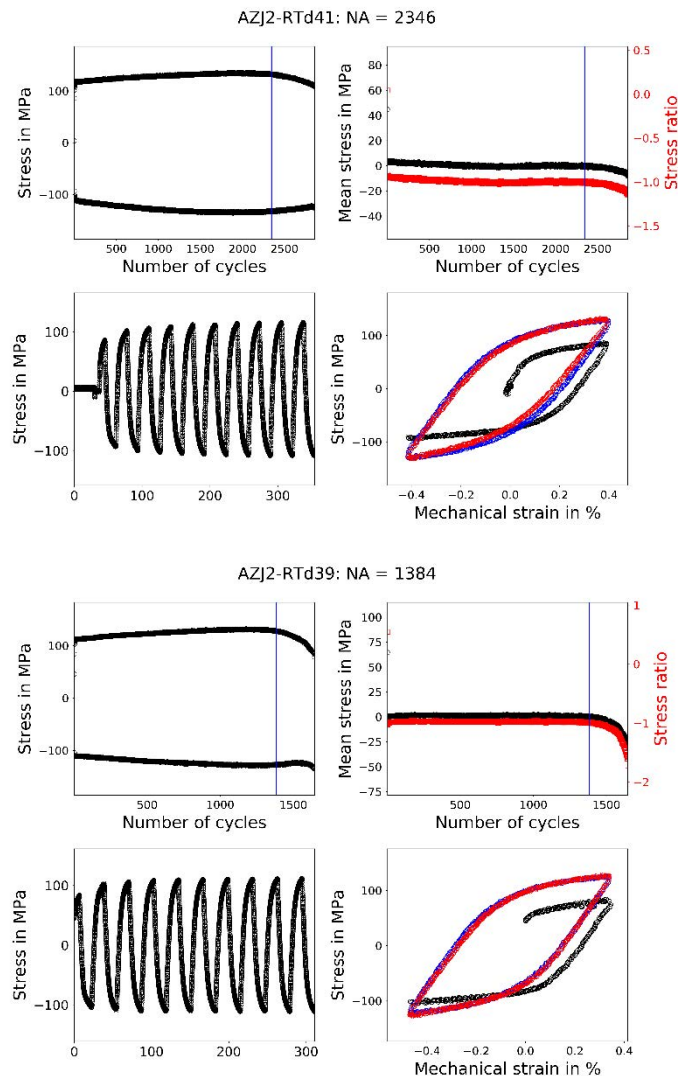
In der oberen linken Darstellung ist die Entwicklung der maximalen und minimalen Spannungen über die Lastspielzahl gezeigt. Hier wird deutlich, dass sich nach wenigen Lastspielen ein weitgehend konstantes Spannungsniveau einstellt. Ein Vergleich der drei Temperaturen zeigt, dass die Spannungsamplituden mit steigender Temperatur abnehmen. Während bei Raumtemperatur die höchsten Spannungsniveaus erreicht werden, liegen diese bei 100 °C und insbesondere bei 150 °C deutlich niedriger.

Die obere rechte Darstellung zeigt den Verlauf der Mittelspannung sowie des Spannungsverhältnisses. Aufgrund der symmetrischen Belastung ($R_\epsilon=-1$) bleibt die Mittelspannung über weite Bereiche der Lebensdauer

nahe null. Erst kurz vor dem Versagen treten deutliche Abweichungen auf, die mit der lokalen Schädigungsentwicklung und der beginnenden Rissausbreitung in Verbindung stehen.

Die unteren linken Darstellungen zeigen die ersten Spannungszyklen zu Versuchsbeginn. In den unteren rechten Darstellungen sind die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen zu verschiedenen Zeitpunkten, Versuchsbeginn (schwarz), Mitte der Lebensdauer (rot) und bei der Anrisslebensdauer (blau), im Versuch dargestellt. Nach der initialen Anpassungsphase weisen die Hysteresen eine weitgehend konstante Form auf. Mit steigender Temperatur nimmt der plastische Dehnungsanteil zu, während gleichzeitig das Spannungsniveau abnimmt. Dies ist konsistent mit dem in den quasistatischen Zugversuchen beobachteten temperaturabhängigen Werkstoffverhalten.

Insgesamt zeigen die Ergebnisse ein für Aluminiumlegierungen typisches LCF-Verhalten mit stabilisierten Spannungsniveaus, moderater zyklischer Anpassung und einer deutlichen Temperaturabhängigkeit des Verformungsverhaltens.



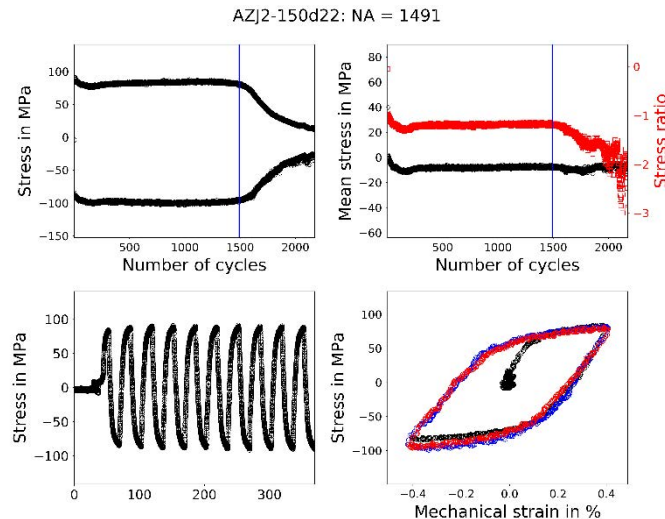


Abbildung 23: Spannungsverläufe und Spannungs-Dehnungs-Hysteresen der isothermen Ermüdungsversuche bei $\epsilon_a=0,4\%$ und $R_\epsilon=-1$. Dargestellt sind die Ergebnisse für Raumtemperatur (oben), 100 °C (Mitte) und 150 °C (unten).

Werkstoffverhalten unter anisothermer Ermüdungsbeanspruchung (TMF)

Lebensdauerverhalten unter iso- und anisothermer Ermüdungsbeanspruchung

Das in Abbildung 24 dargestellte Dehnungs-Wöhler-Diagramm zeigt die Ergebnisse der isothermen (LCF) sowie der anisothermen (TMF) Ermüdungsversuche an den untersuchten Makroproben bei einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon=-1$.

Für die isothermen Versuche ist grundsätzlich der erwartete Zusammenhang zwischen Dehnungsamplitude und Lebensdauer erkennbar, wobei mit steigender Dehnungsamplitude eine Abnahme der Lebensdauer beobachtet wird. Ein Temperatureinfluss ist vorhanden, zeigt sich jedoch nicht in allen Bereichen eindeutig. Während bei Raumtemperatur tendenziell höhere Lebensdauern erreicht werden, liegen die Ergebnisse bei erhöhten Temperaturen teilweise in vergleichbaren Bereichen.

Die beobachtete Streuung der Lebensdauern ist vergleichsweise hoch einzustufen. Dies ist vermutlich auf die inhomogene Materialstruktur der verwendeten Bleche zurückzuführen, die durch den Lötprozess beeinflusst ist. Insbesondere lokale Unterschiede in Gefüge und Zusammensetzung, beispielsweise infolge von Lotansammlungen, können zu einer variierenden lokalen Schädigungsentwicklung und damit zu einer erhöhten Streuung der Ermüdungslebensdauer führen.

Die unter anisothermen Bedingungen durchgeführten TMF-Versuche im Temperaturbereich von 60–180 °C mit einer Phasenverschiebung von 25° zeigen demgegenüber eine systematische Abweichung vom isothermen Verhalten. Bei vergleichbaren Dehnungsamplituden liegen die Lebensdauern der TMF-Versuche überwiegend unterhalb der isothermen Referenzdaten. Dies deutet darauf hin, dass die Überlagerung von Temperaturwechsel und mechanischer Beanspruchung zu einer zusätzlichen Schädigungsakkumulation führt.

Ursächlich hierfür ist insbesondere die zeitliche Kopplung von Temperatur und Dehnung, wodurch sich während des Lastzyklus veränderte Spannungszustände einstellen. In Kombination mit temperaturabhängigen Verformungsmechanismen kann dies zu einer verstärkten lokalen Schädigung sowie zu einer beschleunigten Rissinitiierung führen.

Insgesamt zeigt das Wöhlerdiagramm, dass eine direkte Übertragung isothermer Lebensdauerdaten auf thermomechanische Belastungsfälle nur eingeschränkt möglich ist. Gleichzeitig wird deutlich, dass für eine zuverlässige Bewertung des Werkstoffverhaltens unter realitätsnahen Betriebsbedingungen sowohl die Streuung infolge materialbedingter Inhomogenitäten als auch die zusätzlichen Schädigungsmechanismen unter anisothermer Beanspruchung berücksichtigt werden müssen.

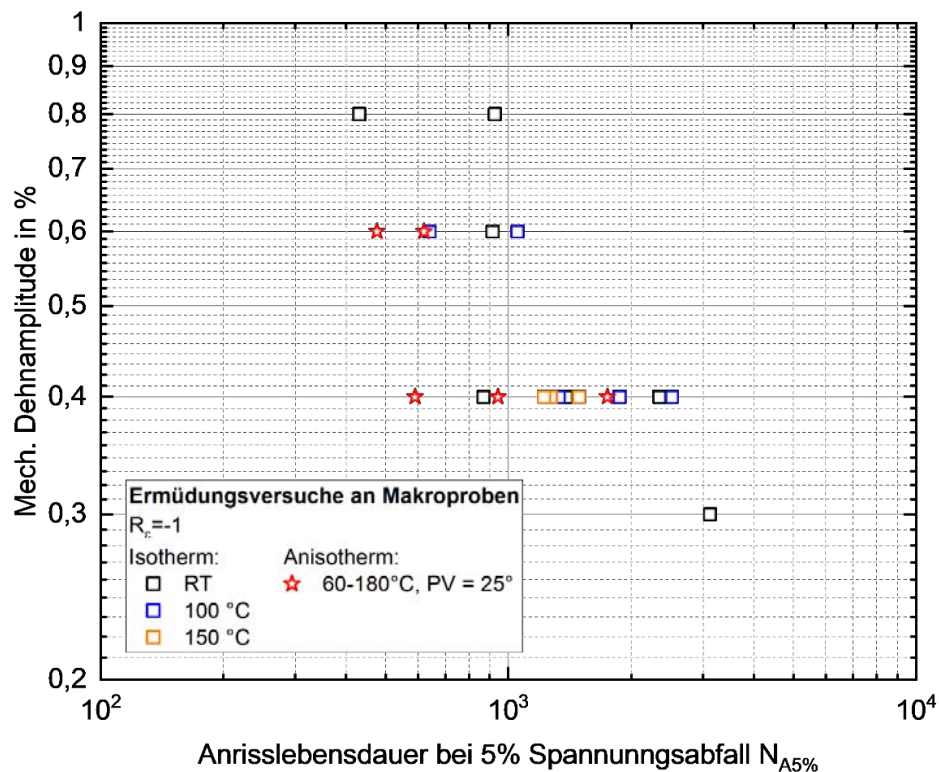


Abbildung 24: Dehnungs-Wöhler-Diagramm der Makroproben unter isothermer (LCF) und anisothermer (TMF) Ermüdungsbeanspruchung bei $R_\epsilon = -1$. Dargestellt sind die Lebensdauern in Abhängigkeit der Dehnungsamplitude für verschiedene isotherme Versuche sowie für thermomechanische Versuche im Bereich von 60–180 °C mit einer Phasenverschiebung von 25°.

Tabelle 1 Übersicht der erfolgreichen isothermen Ermüdungsversuche an Makroproben.

Probenbezeichnung	Prüftemperatur (°C)	Dehnamplitude (%)	Anrisslebensdauer $N_{A,5\%}$
AZJ2RTd43	20	0,8	413
AZJ2RTd44	20	0,8	927
AZJ2RTd42	20	0,6	915
AZJ2RTd37	20	0,4	1489
AZJ2RTd38	20	0,4	869
AZJ2RTd39	20	0,4	1384
AZJ2RTd41	20	0,4	2346
AZJ2RTd40	20	0,3	3120
AZJ2100d55	100	0,6	640
AZJ2100d53	100	0,6	1053
AZJ2100d49	100	0,4	1327
AZJ2100d54	100	0,4	1873
AZJ2100d57	100	0,4	2519
AZJ2150d60	150	0,4	1270
AZJ2150d61	150	0,4	1223
AZJ2150d22	150	0,4	1491

Fraktographische Untersuchungen

Zur Charakterisierung der Schädigungsmechanismen wurden ausgewählte Ermüdungsproben nach dem Versagen rasterelektronenmikroskopisch (REM) untersucht. Ziel der Untersuchungen war die Identifikation der Rissinitiierungsorte sowie die Analyse der dominierenden Rissausbreitungsmechanismen unter isothermer Ermüdungsbeanspruchung bei Raumtemperatur, 100 °C und 150 °C. Hierfür wurden die Bruchflächen der Proben AZJ2RTd42, AZJ2100d55 und AZJ2150d61 untersucht. Die Auswahl erfolgte stellvertretend für die drei untersuchten Prüftemperaturen bei vergleichbarer Dehnamplitude. Neben Übersichtsaufnahmen wurden Detailaufnahmen der Rissinitiierung, der stabilen Rissausbreitung sowie des Restbruchbereichs ausgewertet.

Die Bruchfläche der Probe AZJ2RTd42 wurde nach dem Ermüdungsversuch mittels Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Die Übersichtsaufnahme (Abbildung 25 a) zeigt eine für zyklisch beanspruchte Aluminiumwerkstoffe charakteristische Bruchfläche mit einer klaren Unterteilung in den Bereich der stabilen Ermüdungsrissausbreitung und den abschließenden Restbruch. Die Rissausbreitung erfolgte von der Probenoberfläche ausgehend über einen Großteil des Querschnitts, bevor der verbleibende Restquerschnitt infolge der fortschreitenden Schädigung schlagartig versagte. Im Bereich der stabilen Rissausbreitung sind bogenförmig verlaufende Bruchfronten erkennbar, welche den schrittweisen Fortschritt des Ermüdungsrisses widerspiegeln (Abbildung 25 b). Mit zunehmender Risslänge nimmt der tragende Restquerschnitt kontinuierlich ab, sodass die lokale Beanspruchung ansteigt und schließlich der Übergang zum Restbruch erfolgt.

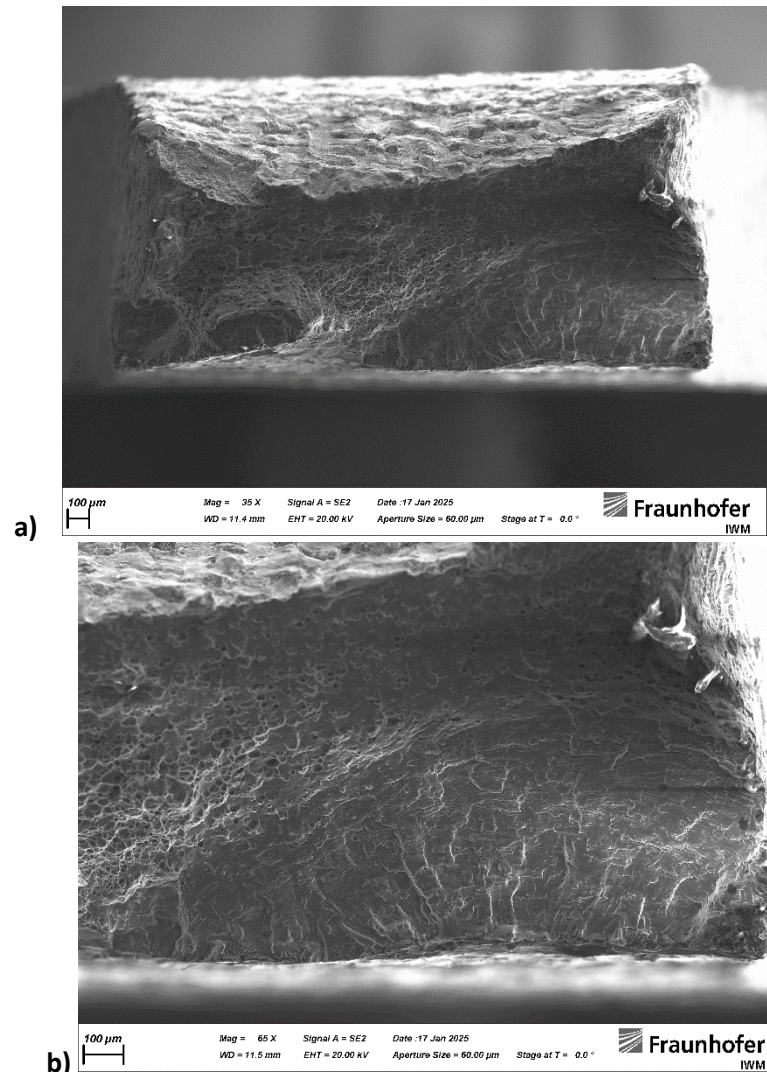


Abbildung 25: REM-Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Probe AZJ2RTd42 nach isothermer LCF-Beanspruchung bei Raumtemperatur bei Unterschiedlichen Vergrößerungen

Die Bruchfläche der Probe AZJ2100d55, die unter isothermer Low-Cycle-Fatigue Belastung bei 100 °C geprüft wurde, wurde mittels Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Die Übersichtsaufnahme (Abbildung 26) zeigt eine charakteristische Ermüdungsbruchfläche mit einer oberflächeninitiierten Rissbildung. Der Ermüdungsriss breitete sich über einen großen Teil des Probenquerschnitts stabil aus, bevor der verbleibende Restquerschnitt duktil versagte.

Die Bruchfläche lässt sich in einen vergleichsweise glatten Bereich der stabilen Ermüdungsrissausbreitung und einen rauerer Restbruchbereich unterteilen. An den Probenrändern sind ausgeprägte Scherlippen erkennbar, die auf eine erhebliche plastische Verformung während des Endbruchs hinweisen. Der Übergang zwischen Ermüdungsrissausbreitung und Restbruch ist deutlich ausgeprägt.

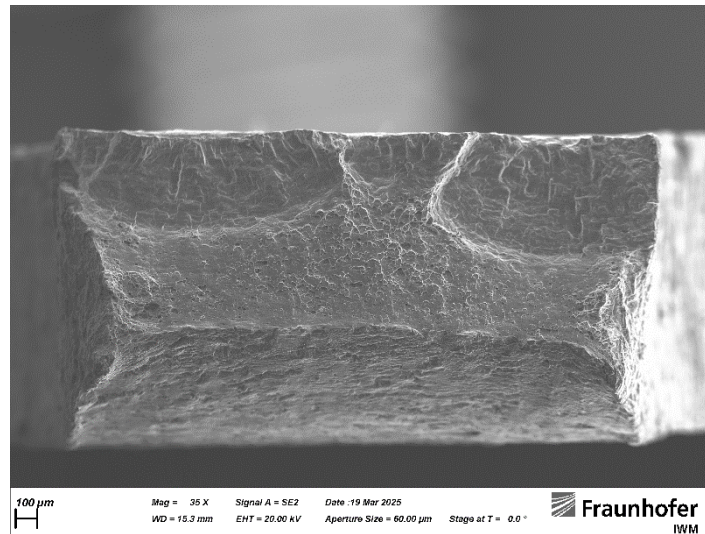


Abbildung 26: REM-Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Probe AZJ2100d55 nach isothermer LCF-Beanspruchung bei 100 °C

Die Bruchfläche der Probe AZJ2150d61, die unter isothermer Low-Cycle-Fatigue Belastung bei 150 °C geprüft wurde, wurde rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Die Übersichtsaufnahme (Abbildung 27 a) zeigt einen von der Probenoberfläche ausgehenden Ermüdungsriss, der sich über einen großen Teil des Probenquerschnitts stabil ausbreitete. Nach fortschreitender Querschnittsschwächung erfolgte der finale Restbruch des verbleibenden Tragquerschnitts. Die Detailaufnahmen der Bruchfläche (Abbildung 27 b und Abbildung 27 c) zeigen eine ausgeprägte plastische Verformung im Bereich der stabilen Rissausbreitung. Die Bruchfläche ist durch zahlreiche plastische Fließstrukturen sowie lokal unterschiedlich orientierte Bruchfacetten gekennzeichnet, was auf einen duktilen Rissfortschritt schließen lässt. Der Übergang zwischen Ermüdungsrissausbreitung und Restbruch ist deutlich ausgeprägt. Insgesamt bestätigt die Fraktographie der Probe AZJ2150d61, dass das Versagen auch bei erhöhter Temperatur durch eine oberflächeninitiierte Ermüdungsrissbildung mit anschließender stabiler Rissausbreitung und einem duktilen Restbruch bestimmt wird. Die stärkere plastische Verformung der Bruchfläche spiegelt das temperaturabhängige Werkstoffverhalten wider, das bereits in den quasistatischen Zugversuchen und den LCF-Untersuchungen beobachtet wurde.

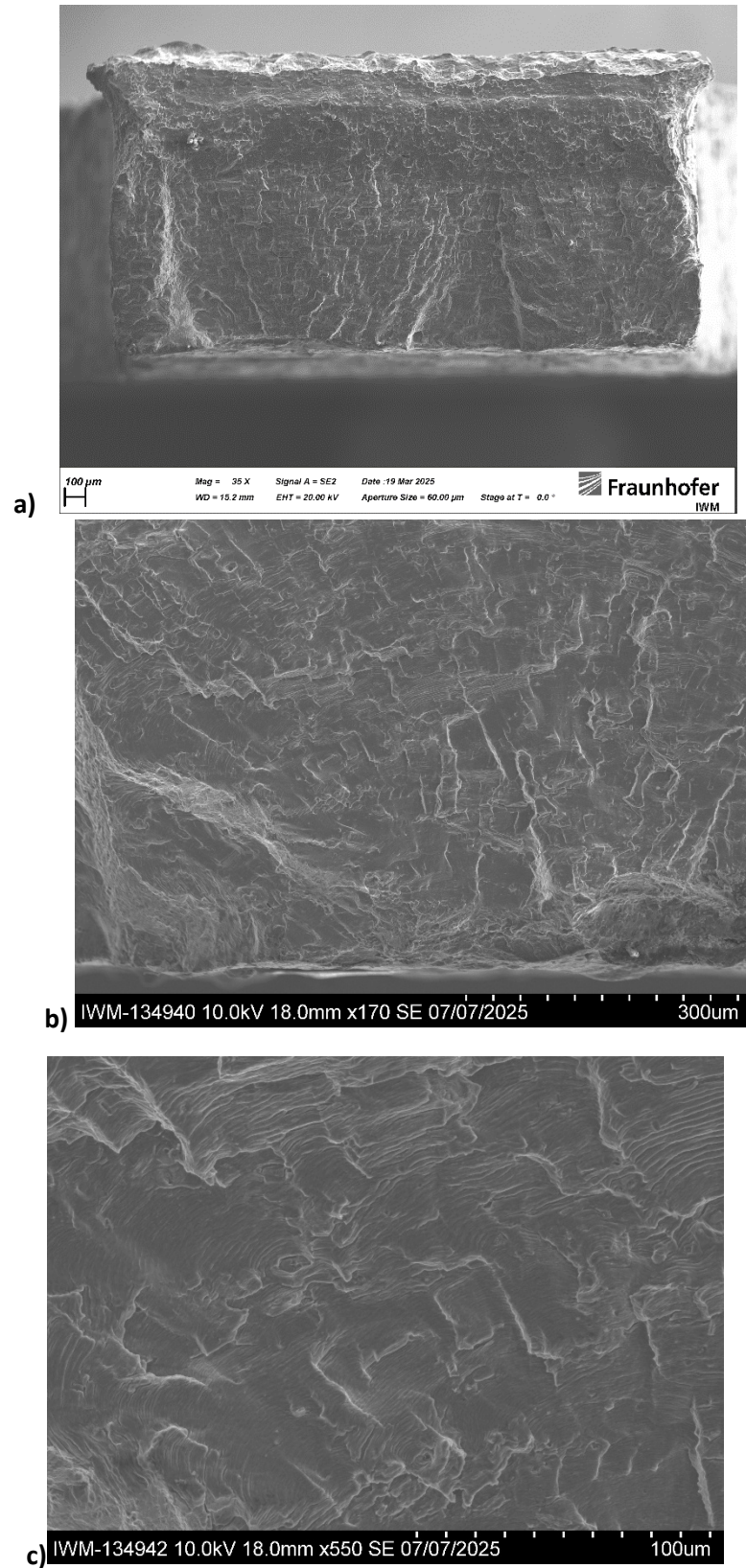


Abbildung 27: REM-Übersichtsaufnahme der Bruchfläche der Probe AZI2150d61 nach isothermer LCF-Beanspruchung bei 150°C bei Unterschiedlichen Vergrößerungen

Arbeitspaket 7: Erweitertes Forschungsdatenmanagement

Materialkonstitutivmodell: Kombiniertes Verfestigungsmodell für Werkstoffe unter zyklischer Belastung

Im für duktile Metalle relevanten Bereich der Kurzzeitermüdung setzt sich die Gesamtverformung des Werkstoffs aus elastischen und plastischen Anteilen zusammen. Wie viele andere Plastizitätstheorien geht auch das hier betrachtete Materialmodell davon aus, dass die Gesamtdehnung in zwei unterschiedliche Komponenten zerlegt werden kann: elastische Dehnung und plastische Dehnung. Das bedeutet

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{pl} . \quad (1)$$

wobei $\boldsymbol{\varepsilon}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^e$, und $\boldsymbol{\varepsilon}^{pl}$ die Tensoren der Gesamtdehnung, der elastischen Dehnung bzw. der plastischen Dehnung sind. Ein weiteres Grundkonzept der Plastizität ist die Verwendung einer Fließfläche im Spannungsraum, die angibt, ob die Verformung des Materials rein elastisch ist oder nicht. Eine Fließfläche lässt sich wie folgt formulieren:

$$f = f(\boldsymbol{\sigma}) \leq \sigma^0 . \quad (2)$$

wobei $\boldsymbol{\sigma}$ der Spannungstensor und σ^0 die Fließspannung (Fließgrenze, entsprechend der Hälfte der Größe der Fließfläche) des Materials ist. Im elastischen Bereich gilt die Ungleichung $f(\boldsymbol{\sigma}) < \sigma^0$, und plastisches Fließen findet statt, wenn das Fließkriterium

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma^0 \quad . \quad \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : d\boldsymbol{\sigma} > 0 \quad (3)$$

erfüllt ist. Hier bezeichnet der Operator $:$ das kontrahierte Tensorprodukt ($A : B = \sum_{i,j} A_{ij} B_{ij}$), und die Bedingung garantiert, dass das Material unter Belastung und nicht unter Entlastung fließt. Eine lineare Beziehung zwischen (wahrer) Spannung und (wahrer) Dehnung, beschrieben durch das Hookesche Gesetz ($\boldsymbol{\sigma} = \mathbb{E} : \boldsymbol{\varepsilon}^e$, wobei $\mathbb{E}$ der Elastizitätstensor ist), liefert eine zuverlässige Näherung für das reversible elastische Verhalten duktiler Metalle. Diese lineare Beziehung bleibt gültig, bis die äquivalente Spannung $f(\boldsymbol{\sigma})$ – definiert durch das gewählte Streckkriterium (z. B. das Mises-Streckkriterium) – die aktuelle Streckgrenze σ^0 erreicht. Sobald die äquivalente Spannung gleich σ^0 ist, unterliegt das Material einer irreversiblen plastischen Verformung, und seine Streckgrenze σ^0 ändert sich folglich. Der Prozess, durch den plastische Verformung zu einer Änderung der Streckgrenze eines Materials führt, wird als (isotropes oder zyklisches) Verfestigen des Materials bezeichnet. Zusätzlich definiert die Niveaumenge $f(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma^0$ der Skalarfunktion f eine Fläche im Spannungsraum, die als der Streckgrenze entsprechende Streckflächenbezeichnung bezeichnet wird. Plastische Verformung kann auch zu einer Verschiebung der Streckgrenze führen, ohne deren Größe oder Form zu verändern. Dieses Phänomen wird üblicherweise als (kinematische) Verfestigung bezeichnet.

In dieser Studie wurde ein nichtlineares, kombiniertes isotropisch-kinematisches Verfestigungsmodell verwendet, da es sich bei der Charakterisierung elastisch-plastischer Verformung unter zyklischer Belastung als wirksam erwiesen hat. Das Modell ist als Überlagerung einer nichtlinearen kinematischen Verfestigungskomponente und einer nichtlinearen isotropen Verfestigungskomponente formuliert.

Die kinematische Komponente des Modells bestimmt die Beziehung zwischen plastischer Dehnung und aufgebrachter Spannung, wenn das Material in die Fließzone übergeht. Sie definiert auch die Translation (Verschiebung) der Fließfläche. Um die Bewegung der Fließfläche zu ermöglichen, ist eine Verallgemeinerung des Fließkriteriums erforderlich. Diese Verallgemeinerung wurde wahrscheinlich erstmals von Prager in seiner

Arbeit [1] von 1949 eingeführt, in der er das Konzept der Rückspannung (auch bekannt als Ruhespannungstensor oder kinematischer Spannungstensor) verwendete. In der verallgemeinerten Form hängt das Fließen des Materials nicht nur vom aktuellen Spannungszustand σ ab, sondern auch vom Tensor des Rückspannungszustands α . Mit dieser Verallgemeinerung lässt sich die erste Bedingung des Fließkriteriums wie folgt formulieren

$$f(\sigma - \alpha) = \sigma^0, \quad (4)$$

Eine nichtlineare kinematische Verfestigungsregel wurde ursprünglich 1966 von Armstrong und Frederick [2] eingeführt und in den folgenden Jahrzehnten weiterentwickelt, z. B. von Chaboche [3]. Sie implementiert ein modifizierbares Dehnungsgedächtnis durch Modifizierung des Rückspannungszustands. Die Kombination der nichtlinearen kinematischen Verfestigungsregel mit Zieglers Modifikation [4] von Pragers Verfestigungsregel [1] führt zu folgendem nichtlinearen Modell für die kinematische Verfestigung, das für Metalle unter zyklischer Belastung verwendet werden kann.

$$\dot{\alpha}_k = \left[\frac{C_k}{\sigma^0} (\sigma - \alpha) - \gamma_k \alpha_k \right] \dot{\varepsilon}^{pl} \quad . \quad \alpha = \sum_{k=1}^N \alpha_k \quad (5)$$

Hier ist die Rückspannung α die Überlagerung von N Rückspannungen ($\alpha_1, \dots, \alpha_N$), von denen jede einen bestimmten Bereich der plastischen Dehnung abdeckt und durch eine eigene Differentialgleichung bestimmt wird. $C_1, \dots, C_N$ (kinematische Verfestigungskoeffizienten) und $\gamma_1, \dots, \gamma_N$ (kinematische Verfestigungsexponentialkoeffizienten) sind materialspezifische Parameter, und $\dot{\varepsilon}^{pl}$ ist die Rate der äquivalenten plastischen Dehnung, die wie folgt berechnet wird:

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{pl} : \dot{\varepsilon}^{pl}} \quad . \quad (6)$$

wobei $\dot{\varepsilon}^{pl}$ der Tensor der plastischen Dehnungsrate ist. Diese Beziehungen sowie die nachfolgenden werden in ABAQUS als Teil der Formulierung spezifischer Materialmodelle implementiert [5].

Unabhängig davon bestimmt die isotrope Komponente die Größe der Fließfläche und deren Ausdehnung, d. h. die Entwicklung von σ^0 . Die nichtlineare isotrope Verfestigungskomponente des Modells – die auch von Zaverl und Lee [6] verwendet wird – ist ein einfacher isothermer Fall. Sie basiert auf der folgenden gewöhnlichen Differentialgleichung, die die Entwicklung der Fließspannung als Funktion der (akkumulierten) äquivalenten plastischen Dehnung angibt:

$$\dot{\sigma}^0 = b(\sigma|_0 + Q_\infty - \sigma^0) \dot{\varepsilon}^{pl} \quad \Rightarrow \quad \sigma^0 = \sigma|_0 + Q_\infty (1 - e^{-b\bar{\varepsilon}^{pl}}) \quad . \quad (7)$$

wobei $\sigma|_0$ die Anfangsstreckgrenze des Materials ist, die die Anfangsgröße der Streckfläche angibt. Hier ist $\bar{\varepsilon}^{pl}$ die (akkumulierte) äquivalente plastische Dehnung, die unter Verwendung des Anfangswerts der äquivalenten plastischen Dehnung $\bar{\varepsilon}^{pl}|_0$ berechnet wird durch

$$\bar{\varepsilon}^{pl} = \bar{\varepsilon}^{pl}|_0 + \int_0^t \dot{\varepsilon}^{pl} dt = \bar{\varepsilon}^{pl}|_0 + \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{pl} : \dot{\varepsilon}^{pl}} dt \quad , \quad (8)$$

Der Exponentialkoeffizient der isotropen Verfestigung b und die maximale Zunahme der Streckgrenze durch isotrope Verfestigung Q_∞ sind materialspezifische Parameter, die die Geschwindigkeit der isotropen Verfestigung bzw. den maximal erreichbaren Grad der isotropen Verfestigung angeben.

Dieses nichtlineare, kombinierte isotropisch-kinematische Verfestigungsmodell beschreibt die Beziehung zwischen Spannungs- und Dehnungstensor bei zyklischer Belastung und ist in der Lage, Hystereseschleifen

zu erzeugen und den Bauschinger-Effekt [7] zu berücksichtigen. Im Allgemeinen erfordert die numerische Implementierung dieses Materialmodells möglicherweise iterative Lösungsverfahren, um die implizite Abhängigkeit der Rückspannungsentwicklung – und folglich der Spannungsentwicklung – vom Spannungszustand selbst aufzulösen. Dennoch kann man das Modell zur Veranschaulichung als eine Funktion betrachten, die einen Dehnungstensor und einen Dehnungsratentensor als Eingabe nimmt und den resultierenden Spannungstensor als Ausgabe liefert. Diese Perspektive ist besonders nützlich bei der Schätzung der Modellparameter durch den Vergleich der Modellausgabe mit experimentellen Beobachtungen.

Temperaturabhängigkeit für das kombinierte Verfestigungsmodell

Elastizitätsmodul und Poissonzahl: Das Elastizitätsmodul und die Streckgrenze sind naturgemäß typischerweise temperaturabhängig; dies gilt auch für die Poissonzahl, wenn auch in der Regel in geringerem Maße. Dies muss bei der Entwicklung eines Materialmodells mit Temperaturabhängigkeit berücksichtigt werden. Hier wird angenommen, dass die Abnahme des Elastizitätsmoduls und die Zunahme der Poissonzahl mit steigender Temperatur über den gesamten untersuchten Temperaturbereich durch lineare Beziehungen bestimmt werden. Im Fall der Poissonzahl haben wir die Steigung der linearen Abhängigkeit aus Davoudis Arbeit [8] für reines Aluminium übernommen. Für den Elastizitätsmodul stimmt diese Annahme einer linearen Beziehung mit unseren experimentellen Messungen überein, und die entsprechenden Parameter werden daraus geschätzt.

Streckgrenze: Im Gegensatz dazu werden die Verringerung der Streckgrenze und der Rückgang der Verfestigungsfähigkeit der untersuchten Legierung erst oberhalb einer Schwellentemperatur signifikant. Im Folgenden bezeichnen wir diese Temperatur, in Anlehnung an die Arbeit von Zerilli und Armstrong [9], als die Einsetztemperatur der thermischen Erweichung (T_{ts}). Unterhalb von T_{ts} werden nur die Poissonzahl und das Elastizitätsmodul als temperaturabhängig behandelt; oberhalb von T_{ts} dürfen sich neben diesen beiden auch die Streckgrenze und das Verfestigungsverhalten mit der Temperatur ändern.

Zerilli und Armstrong [9] verwendeten eine Exponentialfunktion, um die temperaturbedingte Veränderung der Fließspannung in Materialien mit kubischflächenzentrierter (facecentered cubic or FCC) Kristallstruktur darzustellen. Ihre Formulierung ist physikalisch durch die zugrunde liegenden Versetzungsmechanismen motiviert, die die plastische Verformung in Metallen bestimmen. Im interessierenden Temperaturbereich scheint jedoch eine lineare Funktion eine ausreichend gute Näherung zu liefern. Daher haben wir uns für die Temperaturabhängigkeit der (anfänglichen) Streckgrenze $\sigma|_0$ unserer Aluminiumlegierung für eine stückweise lineare Funktion entschieden. Wir verwenden zwei einfache lineare Beziehungen. Die erste Linie deckt den relativ schnelleren Abfall der Streckgrenze für den von unseren experimentellen Daten abgedeckten Temperaturbereich ab, und der zweite Teil deckt die gegen Null gehende Streckgrenze bei der Schmelztemperatur ab, was zu einer Beziehung führt, die sich nicht wesentlich von einer exponentiellen Beziehung zu unterscheiden scheint. Eine schematische Darstellung dieses Ansatzes ist in Abbildung 28 zu sehen.

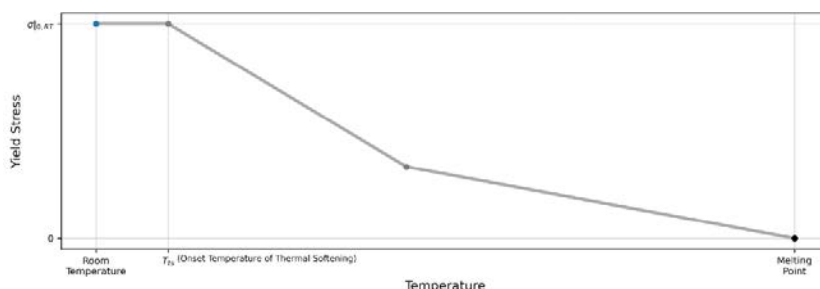


Abbildung 28: Die vorgeschlagene Temperaturabhängigkeit für die (anfängliche) Streckgrenze, bestehend aus einer stückweise linearen Funktion für Temperaturen oberhalb der Einsetztemperatur der thermischen Erweichung. Hier ist $\sigma|_{0,RT}$ die (anfängliche) Streckgrenze bei Raumtemperatur, und der Knotenpunkt, der die beiden linearen Abschnitte trennt, ist die maximale Temperatur, die von den experimentellen Daten abgedeckt wird.

Plastizität und Verfestigung: Um den Einfluss der Temperatur auf die Plastizität zu berücksichtigen, verfolgen wir einen einfachen, beobachtungsbasierten Ansatz, bei dem ausgewählte Parameter der isotropen und kinematischen Verfestigungsgesetze (Gleichungen (5) und (7)) als Funktionen der Temperatur betrachtet werden. Konkret nehmen wir an, dass steigende Temperaturen die maximale (Sättigungs-)Verfestigung des Materials verringern, die Verfestigungsrate jedoch nicht verändern, wobei letztere durch die Exponentialkoeffizienten γ_k und b dargestellt wird. Obwohl die Behandlung von γ_k als temperaturabhängig (wie ursprünglich von Chaboche [3] vorgeschlagen) die Modellgenauigkeit verbessern kann, führt dies zu einer zusätzlichen Komplexität, die wir für die vorliegende Studie als unnötig erachten.

(Siehe Gleichungen)

Im gewählten Modell für die kombinierte Verfestigung wird der maximale Verfestigungsgrad durch die isotropen und kinematischen Verfestigungskoeffizienten, die Parameter Q_∞ und C_k , gesteuert. Eine temperaturabhängige Modifikation dieser Parameter führt zu einer Temperaturabhängigkeit des Modells. Da zudem beobachtet wurde, dass unterschiedliche Verfestigungskoeffizienten unterschiedliche Temperaturempfindlichkeiten aufweisen, wurden auf die verschiedenen Verfestigungskoeffizienten des Modells unterschiedliche Reduktionsgrade angewendet. Unser Vorschlag ist es, jeden der Verfestigungskoeffizienten mit einem geeigneten temperaturabhängigen Korrektorkoeffizienten η mit Werten im Intervall $[0,1]$ zu multiplizieren. Daher lauten die modifizierten Gleichungen des Materialmodells für kinematische Verfestigung und isotrope Verfestigung

$$\dot{\alpha}_k = \left[\eta_k \frac{C_k}{\sigma^0} (\sigma - \alpha) - \gamma_k \alpha_k \right] \dot{\varepsilon}^{pl} \quad \text{und} \quad \sigma^0 = \sigma|_0 + \eta_Q Q_\infty \left(1 - e^{-b \bar{\varepsilon}^{pl}} \right), \quad (9)$$

Der Koeffizient η ist eine Funktion der Temperatur, und für Temperaturen unter T_{ts} gilt $\eta = 1$, was uns das isotherme Modell für Raumtemperatur liefert. Wenn die Temperatur über T_{ts} steigt, dann gilt $0 \leq \eta < 1$, und wir können sicher sein, dass $\eta = 0$ gilt, wenn die Temperatur den Schmelzpunkt erreicht. Diese Temperaturkoeffizienten, d. h. η_k und η_Q , weisen zwar unterschiedliche Temperaturabhängigkeiten auf, lassen sich jedoch alle mithilfe von sigmoiden Temperaturfunktionen modellieren, z. B.

$$\eta(T) = 1 - \frac{1}{1 + e^{-n(T-T_0)}} \quad (10)$$

Isothermes Modell für kurzzeitige zyklische Beanspruchung bei Raumtemperatur

In dem gewählten Modell wird die isotrope Verfestigung des Materials – die auf die Akkumulation von Fehlorientierungen in der Mikrostruktur zurückzuführen ist und die Ausdehnung der Streckgrenze darstellt – durch eine exponentielle Beziehung beschrieben, deren Parameter ermittelt werden müssen. Unsere Beobachtungen deuten darauf hin, dass eine exponentielle Beziehung eine hervorragende Darstellung liefert; ähnlich wie beim kinematischen Verfestigungsprozess scheint jedoch eine einzelne Exponentialfunktion nicht auszureichen, um das gesamte Verfestigungsverhalten genau zu erfassen.

Die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass das Material zu Beginn der zyklischen Belastung (etwa in den ersten 25 Zyklen unserer Ermüdungsversuche) eine schnelle und ausgeprägte Verfestigung aufweist, die sich

mit einem Satz isotroper Verfestigungsparameter beschreiben lässt. Während dieser schnellen kurzfristigen Verfestigung steigt die Streckgrenze des Materials von ~43 MPa auf ~72 MPa an. Anschließend, wenn die Streckgrenze von ~72 MPa auf ~150 MPa ansteigt, nimmt die Verfestigungsrate deutlich ab. Dieses Verfestigungsverhalten in der späteren Langzeitphase lässt sich ebenfalls durch eine exponentielle Beziehung darstellen, allerdings mit einem anderen Parametersatz. Zudem wurde diese langsamere isotropische Langzeitverfestigung nur bei Raumtemperatur beobachtet. In unseren Hochtemperatur-Ermüdungstests (im Bereich von 100 °C bis 180 °C) an Blechen beider Dicken wurde als einzige isotrope Verfestigung die schnelle kurzfristige Verfestigung beobachtet, die durch steigende Temperatur abgeschwächt wurde.

Da sich das isotrope Verfestigungsverhalten im Verlauf der Zyklen tendenziell ändert, haben wir uns dafür entschieden, zwei unterschiedliche Parametersätze dafür zu definieren. Der erste Satz gilt für monotone Belastung und für die Anfangszyklen der zyklischen Belastung (weniger als 50 Zyklen oder wenn $\bar{\varepsilon}^{pl} < 0.2$) und wird anhand der Ergebnisse der Zugversuche sowie der frühen Zyklen der Ermüdungsversuche bestimmt. Der zweite Satz gilt für Belastungszyklen jenseits von 100 Zyklen und wird aus den späteren Phasen der Ermüdungsversuche abgeleitet. Die Modellparameter sind in Tabelle 2 angegeben.

Tabelle 2 Modellparameter für Kurzzeit- und Langzeitverfestigung für beide untersuchten Blechdicken bei Raumtemperatur.

Modellparameter	E (MPa)	$\sigma _0$ (MPa)	b	Q_∞	C_1	γ_1	C_2	γ_2	C_3	γ_3	C_4	γ_4
Kurzzeitverfestigung (beide Blechdicken)	73290	43	17	32	35000	1000	2080	65	1100	20	120	0.1
Langzeitverfestigung (Blechdicke 0.6 mm)	73290	75	0.17	75	35000	1000	2080	65	1100	20	120	0.1
Langzeitverfestigung (Blechdicke 1.6 mm)	73290	75	0.025	75	35000	1000	2080	65	1100	20	120	0.1

In Abbildung 41 und Abbildung 42 wird ein Vergleich zwischen den Modellvorhersagen – angepasst an das kurzfristige Verfestigungsverhalten – und den experimentellen Daten aus den Zugversuchen und den ersten Zyklen der Ermüdungsversuche dargestellt. Wie zu sehen ist, kann dieses Modell das Materialverhalten sowohl unter monotoner als auch unter zyklischer Belastung präzise vorhersagen.

True stress-strain curves obtained from uniaxial tensile tests on 0.6 mm-thick aluminum clad sheets at room temperature (RT)

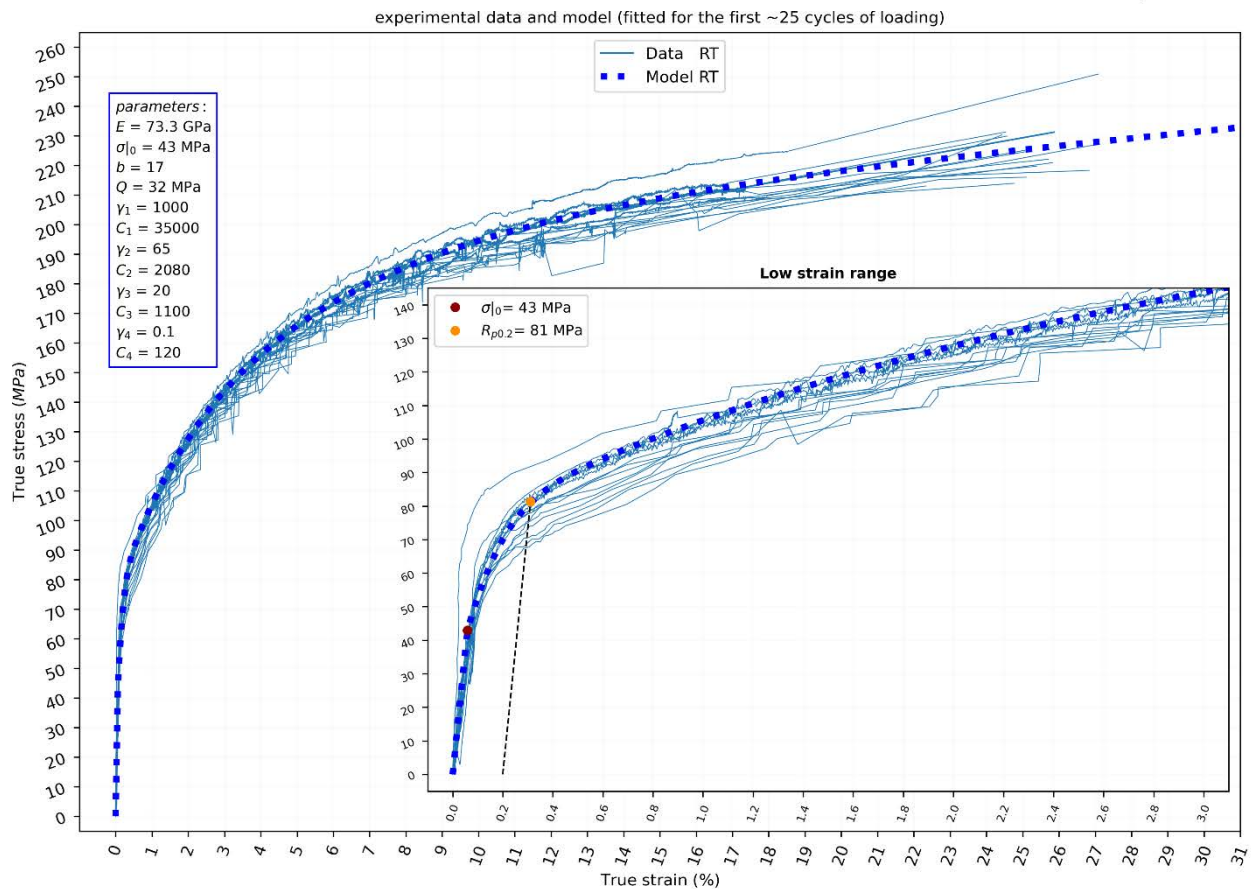


Abbildung 29: Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven, die aus einachsigen Zugversuchen an 0,6 mm dicken, hartgelöteten Aluminium-Plattierungsblechen bei Raumtemperatur gewonnen wurden, im Vergleich zum Materialmodell, das für die ersten ~25 Belastungszyklen angepasst wurde.

Hierbei ist zu beachten, dass die in diesem Modell verwendete Streckgrenze nicht mit $R_{p0.2}$ übereinstimmt; sie ist tatsächlich kleiner. Der Parameter stellt das Spannungsniveau dar, bei dem das Material von einem rein elastischen, linearen Verhalten in einen Bereich übergeht, in dem plastische Verformung neben der elastischen Reaktion eine Rolle zu spielen beginnt. Dennoch bleiben im Bereich vor die Elastizitäts- und Plastizitätskomponenten des Modells vergleichbar, wobei die Plastizität erst jenseits dieses Punktes dominiert.

Isothermes Modell für langfristige zyklische Belastung bei Raumtemperatur

Für die Simulation von Belastungsszenarien mit einer größeren Anzahl von Belastungszyklen wird ein zweiter Satz isotroper Verfestigungsparameter empfohlen, da dieser die in späteren Verformungsstadien beobachtete verringerte zyklische Verfestigungsrate genauer erfasst. Die Modellparameter für diesen Fall sind in Tabelle 2 angegeben.

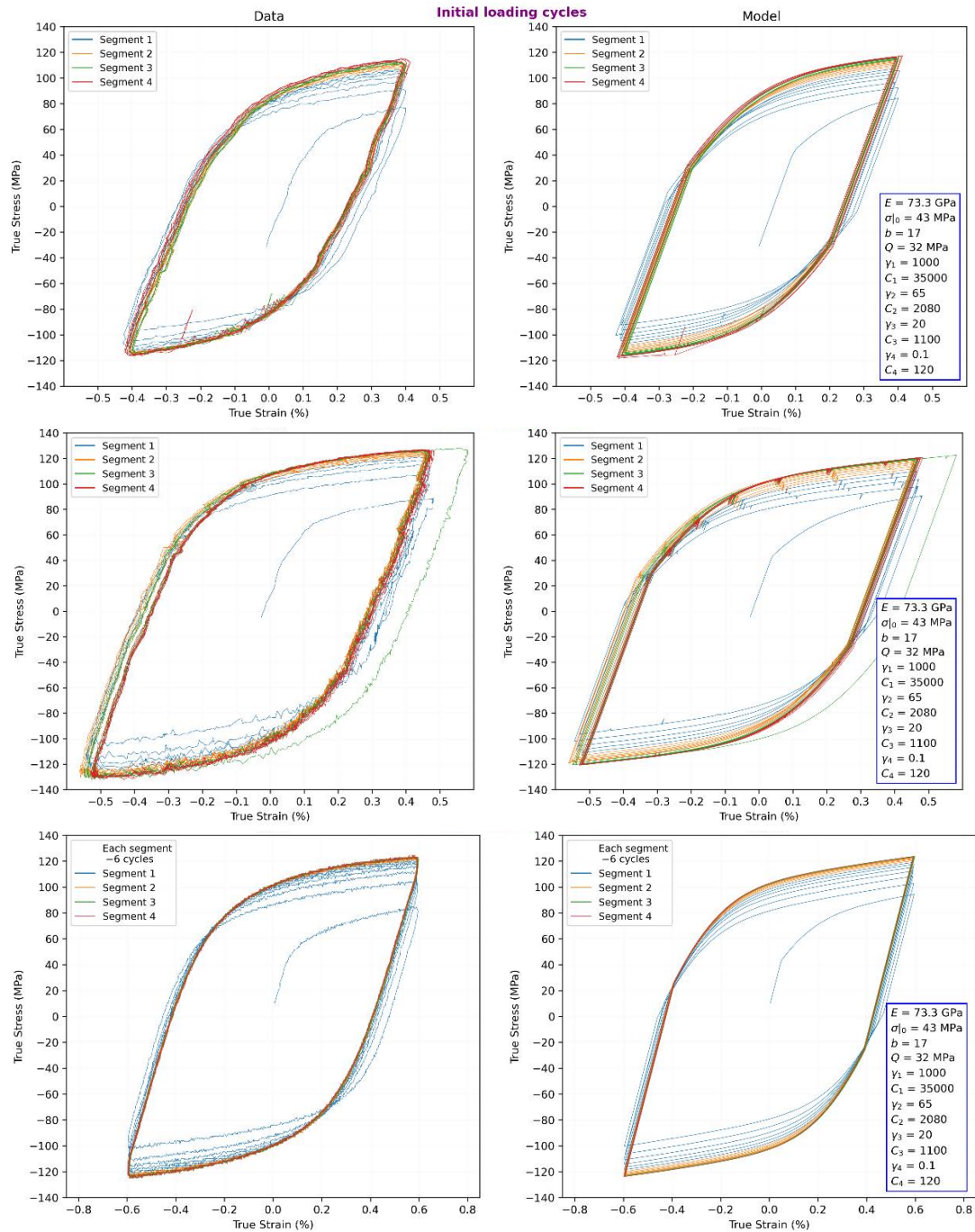


Abbildung 30: Vergleich von Materialverhalten und Modellvorhersage: (links) Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve, ermittelt aus (den ersten 25 Zyklen) DIC-gestützter, dehnungsgesteuerter Ermüdungsprüfung von Proben, die aus dem durch Hartlöten simulierten Aluminium-Plattierungsblech mit einer Dicke vor dem Hartlöten von 0,6 mm und 1,6 mm entnommen wurden; (rechts) tatsächliche Spannungs-Dehnungs-Kurve, ermittelt aus den vom Modell (angepasst für Kurzzeitverfestigung) vorhergesagten Spannungswerten für dasselbe im Test angewandte Dehnungsprofil

In dieser Formulierung wird eine höhere anfängliche Streckgrenze eingeführt, um den anfänglichen raschen Anstieg der Streckgrenze während der frühen Zyklen auszugleichen. Es ist jedoch zu beachten, dass dieser Parametersatz das Materialverhalten innerhalb der ersten etwa 25 Belastungszyklen oder bei äquivalenten plastischen Dehnungen unterhalb von möglicherweise nicht genau beschreibt. Dennoch liefert er eine hervorragende Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen für Belastungsszenarien mit Hunderten von Belastungszyklen. Ein Beispiel für die Übereinstimmung zwischen dem Modell und den Daten ist in Abbildung 31 dargestellt.

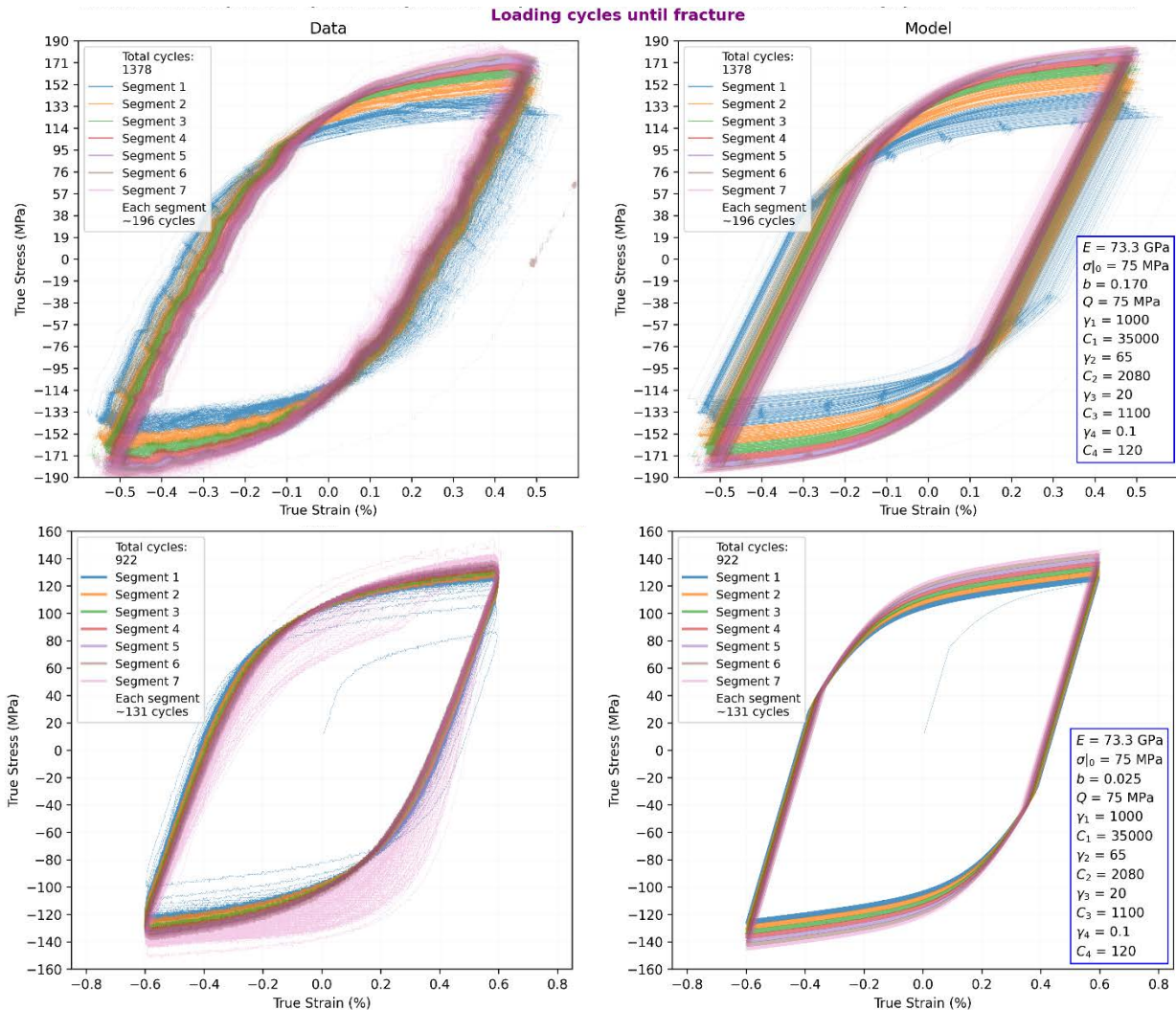


Abbildung 31: Vergleich von Materialverhalten und Modellvorhersage: (links) Wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve, ermittelt aus (den vollständigen Zyklen bis zum Bruch) DIC-gestützten, dehnungsgesteuerten Ermüdungsversuchen an Proben, die aus dem lötlungssimulierten Aluminium-Plattierungsblech mit einer Dicke vor dem Löten von 0,6 mm (oben) und 1,6 mm (unten) entnommen wurden; (rechts) wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve, die aus den vom Modell (angepasst für Langzeithärtung) vorhergesagten Spannungswerten für dasselbe im Versuch angewandte Dehnungsprofil gewonnen wurde

Wie in Abbildung 31 zu sehen ist, wird die Hystereseschleife infolge der isotropen Verfestigung mit zunehmender Anzahl von Belastungszyklen zunehmend schmaler und höher. In einigen Fällen erfasst das Modell zwar die allgemeine Verringerung der Schleifenbreite über die Belastungszyklen hinweg genau, doch beginnen die vom Modell vorhergesagten maximalen Spannungswerte von den gemessenen Werten abzuweichen. Da die Modellparameter an einen breiteren Satz experimenteller Daten und nicht an einen einzelnen Versuch angepasst sind, wird diese Diskrepanz auf das Einsetzen von Schäden zurückgeführt. Sobald eine Beschädigung einsetzt, nimmt die effektive Querschnittsfläche der Probe allmählich ab, was zu einer Verringerung der maximalen Kraftwerte führt. In solchen Situationen kann die Modellierung dabei helfen, den Zeitpunkt des Beschädigungsbeginns zu bestimmen. Manchmal wird diese durch die Beschädigung verursachte Verformung so stark, dass sich die Form der Hysteresekurven verändert, was die Erkennung des Beschädigungsbeginns erleichtert. Insgesamt bietet die modellgestützte Analyse eine Möglichkeit, den Zeitpunkt des Schadensbeginns abzuschätzen. Beispielsweise kann bei dem in Abbildung 31 (unten) dargestellten Versuch davon ausgegangen werden, dass der Schaden bei etwa 700 Zyklen einsetzt und schließlich bei einer Dehnungsamplitude von 0,6 % zu einem vollständigen Bruch bei etwa 900 Zyklen führt.

Vorgeschlagenes Modell für die Temperaturabhängigkeit der Verfestigungsparameter

Unsere Beobachtungen bestätigten, dass die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls – einer vom Belastungszustand unabhängigen intrinsischen Materialeigenschaft – durch eine lineare Beziehung angemessen beschrieben werden kann. Konkret wurde das Elastizitätsmodul von mit Hartlot simuliertem Aluminiumblech bei verschiedenen Temperaturen im Bereich von Raumtemperatur bis 300 °C mittels dynamisch-mechanischer Analyse (DMA) eines Trägers aus Blechen mit einer Dicke von 1,6 mm vor dem Hartlöten bestimmt. Bei Raumtemperatur wurde durch Auswertung der Resonanzfrequenz der Biegeschwingung des Trägers ein Elastizitätsmodul von 73290 MPa gemessen. Die Entwicklung des Elastizitätsmoduls mit steigender Temperatur ist in Abbildung 32 dargestellt. Hier wird die folgende lineare Gleichung vorgeschlagen, die die beobachtete Temperaturabhängigkeit genau wiedergibt.

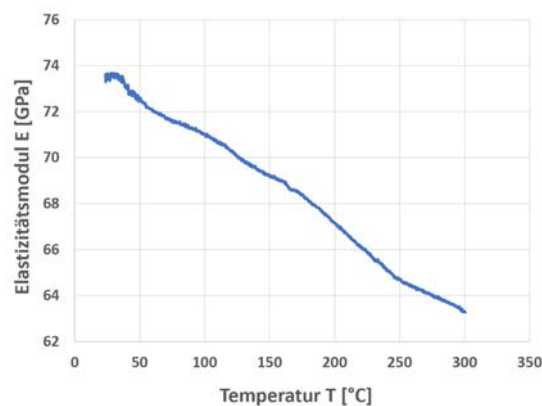


Abbildung 32: Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls bei hartlötssimulierten Aluminiumblechen: Daten aus der dynamisch-mechanischen Analyse (DMA) eines Trägers aus Blechen mit einer Dicke von 1,6 mm vor dem Hartlöten

Zusätzlich wird unsere vorgeschlagene Beziehung für die Temperaturabhängigkeit der (anfänglichen) Streckgrenze des Materials durch die folgende Gleichung beschrieben:

$$\sigma|_0(T) = \begin{cases} 43 - 0.118(T - 85) & . \quad T < 297 \text{ °C} \\ 18 - 0.05(T - 297) & . \quad T > 297 \text{ °C} \end{cases} \quad (11)$$

Dies ist unsere beste Schätzung auf der Grundlage der verfügbaren Daten, da es eine schwierige Aufgabe ist, die Streckgrenze aus verdrauschten Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Belastung unter hohen Temperaturen zu ermitteln.

Was die Temperaturabhängigkeit der Verfestigungsparameter betrifft, so ergibt, wie bereits erwähnt, ein Satz von Werten nahe 1 für die temperaturabhängigen Korrekturkoeffizienten (η_{ks} und η_Q) das Isotherm-Modell für Raumtemperatur, das ursprünglich als gültig für Temperaturen unterhalb der Übergangstemperatur (T_{ts}) angenommen wurde. Später während des Prozesses der Parameterschätzung stellte sich jedoch heraus, dass eine Lockerung dieser Annahme für zwei der Verfestigungsparameter zu einer besseren Übereinstimmung zwischen den Modellvorhersagen und den experimentellen Daten führt. Genauer gesagt wurde auf der Grundlage unserer experimentellen Beobachtungen ein Wert von $T_{ts} \approx 85 \text{ °C}$ geschätzt, und die Zulassung positiver Werte für η_Q und η_3 auch unterhalb von T_{ts} führt zu einer besseren Anpassung des Modells.

Die Temperaturkorrekturkoeffizienten als sigmoidale Funktionen der Temperatur sind in Abbildung 33 dargestellt. Die Kurven zeigen den Grad der auf die Verfestigungsparameter angewandten Korrektur, während

die Markierungen die entsprechenden Temperaturen der für den Anpassungsprozess verwendeten experimentellen Versuche angeben. Die geschätzten Werte für die Parameter und für jedes in den Verfestigungsgleichungen sind in Tabelle 3 angegeben.

Tabelle 3 Geschätzte Parameter für die Temperaturabhängigkeit der Verfestigungsparameter

$\eta(T) = 1 - \frac{1}{1 + e^{-n(T-T_0)}}$					
Temperaturkorrekturfaktor	η_1	η_2	η_3	η_4	η_Q^*
n	0.1094	0.0551	0.0678	0.1361	0.0272
T_0 (°C)	296	211	110	178	174
* Im Modell für Langzeitverfestigung und für Temperaturen oberhalb von 100 °C gilt $\eta_Q = 0$.					

Die erhaltene Temperaturmodifikation kann auf alle in Tabelle 2 angegebenen Modellparameter angewendet werden. Es ist jedoch zu beachten, dass nach unseren Beobachtungen beim Langzeit-Härtungsverhalten bei Temperaturen über 100 °C die isotrope Härtung vernachlässigbar wird und aus dem Modell entfernt werden muss, wenn solche hohen Temperaturen simuliert werden. Ein Vergleich zwischen den Modellausgaben und den experimentellen Daten ist in Abbildung 34, Abbildung 35 und Abbildung 36 dargestellt.

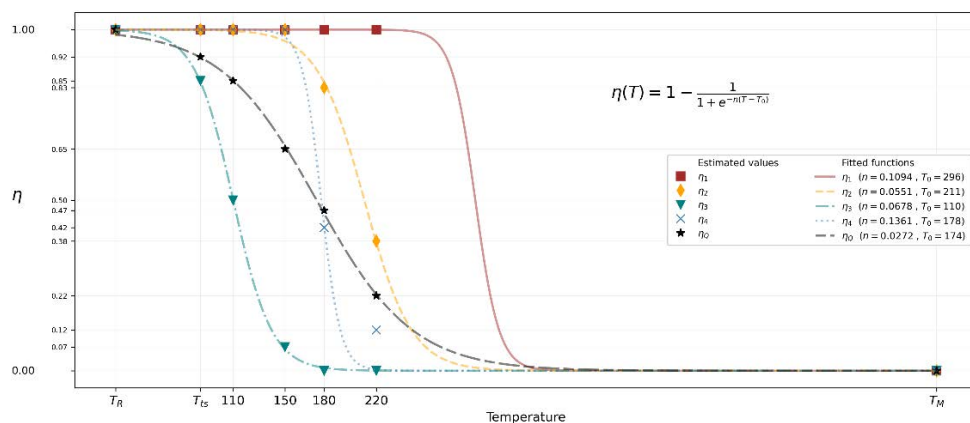


Abbildung 33: Temperaturabhängigkeit der Korrekturkoeffizienten η_k und η_Q : Die Markierungen geben die aus den isothermen Zug und Ermüdungsversuchen geschätzten Werte an, und die Kurven stellen die an die Markierungen angepasste Sigmoidfunktion dar

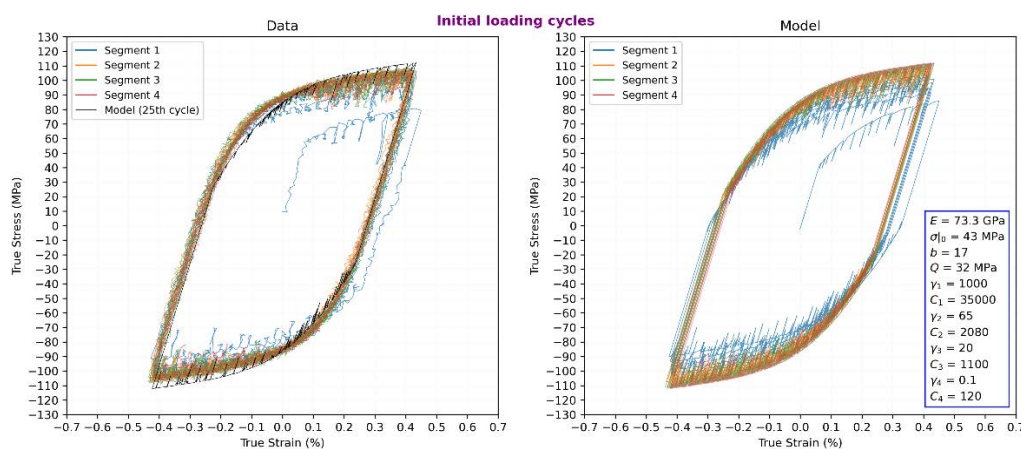


Abbildung 34: Vergleich der Vorhersage des temperaturabhängigen Modells für die Kurzzeitverfestigung mit den entsprechenden experimentellen Daten, die aus einachsigen Ermüdungsversuchen an Proben gewonnen wurden, die aus 1,6 mm dicken, lötgesimulierten Aluminiumblechen bei 100 °C entnommen wurden

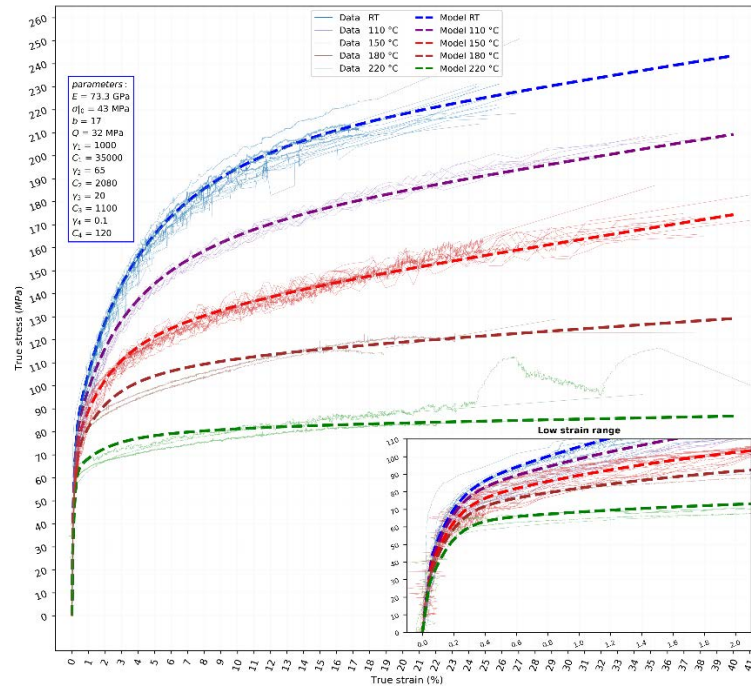


Abbildung 35: Vergleich zwischen der Vorhersage des temperaturabhängigen Modells für die Kurzzeitverfestigung und den experimentellen Daten, die aus einachsigen Zugversuchen an Proben gewonnen wurden, die bei verschiedenen Temperaturen aus 0,6 mm dicken, lötungssimulierten Aluminiumblechen entnommen wurden

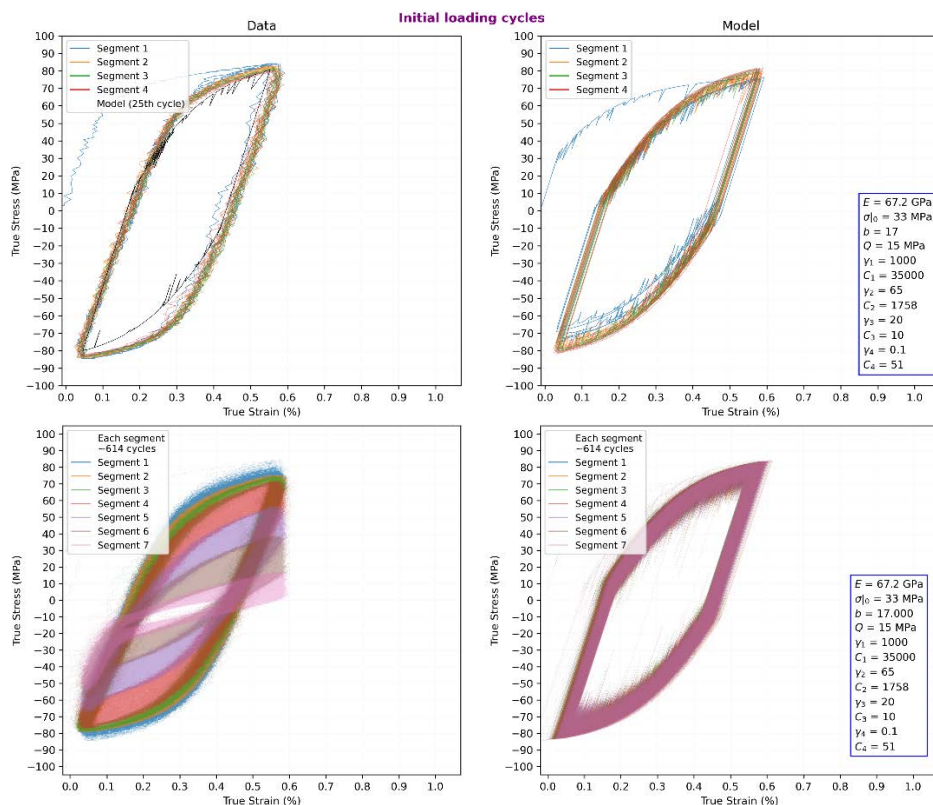


Abbildung 36: Vergleich der Vorhersage des temperaturabhängigen Modells für die Kurzzeitverfestigung (oben) und die Langzeitverfestigung (unten) mit den entsprechenden experimentellen Daten, die aus einachsigen Ermüdungsversuchen an Proben gewonnen wurden, die aus 0,6 mm dicken, lötgesimulierten Aluminiumblechen bei 180 °C entnommen wurden

1.3 Arbeitspaket 3: Aufbau eines Prüfstands zur thermischen Belastung bauteilnaher Proben

Vollbauteilversuche an typischen Wärmetauschern zeigen, dass unter Betriebsbedingungen thermisch bedingte transiente und räumlich inhomogene Temperaturverteilungen zu einer zeitabhängigen thermischen Ausdehnung und Kontraktion und damit zu thermomechanischer Belastung führen. In versagenskritischen Bereichen ist die daraus resultierende Dehnungsreaktion gegenüber dem aufgeprägten Temperaturwechsel phasenverschoben. Der ursprüngliche Ansatz zielte daher darauf ab, diese Bedingungen einschließlich der Phasenverschiebung zwischen Temperatur und Dehnung in einem Prüfstand auf Bauteilebene nachzubilden, der sich – ähnlich wie bei Wärmetauschern – ausschließlich auf thermische Belastung stützt. Darüber hinaus wird ein praktikabler Prüfkörper benötigt, der die Klemmbedingungen und Lötcharakteristika realitätsnah abbildet und zugleich für Temperaturmessungen sowie DIC-gestützte Dehnungsanalysen physikalisch und visuell zugänglich bleibt. Das Grundkonzept besteht darin, ein Stück Aluminiumblech, das sowohl als primäres Testelement als auch als Kühlrippe dient, an einen massiven Aluminium-Testkörper aus der Legierung 3003 zu löten. Dieser fungiert als Wärmespeicher für die Erwärmung des Blechs nach dessen Abkühlung. Das Löten der Aluminiumbleche wurde intern von einem Projektpartner (vAW AKG GmbH) mithilfe industrieller Standardverfahren durchgeführt. Dabei wird das gelötete Verbundblech mit einem Lötrahmen und Spannbändern am massiven Prüfkörper fixiert und anschließend im Controlled Atmosphere Brazing (CAB) Verfahren verbunden. Auf diese Weise wird sichergestellt, dass der Materialzustand der getesteten Bleche dem tatsächlicher Wärmetauscherkomponenten exakt entspricht. Zur Erreichung der gewünschten thermomechanischen Randbedingungen wurden die experimentellen Untersuchungen während des gesamten Konstruktionsprozesses durch parallele FEM-Simulationen begleitet. Dieser iterative Ansatz ermöglichte eine präzise Anpassung von Prüfkörper und Versuchsaufbau und führte letztlich zu einem Prüfstand, der repräsentative thermomechanische Belastungsbedingungen reproduzieren kann. Das entwickelte System erlaubt thermomechanische Ermüdungsprüfungen an Aluminium-Plattierblechen bei deutlich reduziertem Kosten, Zeit und Energieaufwand. Im Betrieb wird der massive Prüfkörper induktiv erwärmt und auf einer konstanten Temperatur gehalten. Die induktive Erwärmung ermöglicht eine schnelle und effiziente Aufbringung zyklischer thermischer Belastungen. Durch die Wärmeübertragung vom festen Körper steigt die Temperatur des Blechs an, während eine kontrollierte Abkühlung durch einen gerichteten Kaltluftstrom aus Düsen erfolgt, die nahe an der Blechoberfläche positioniert sind. Dadurch entsteht im freien Abschnitt des Blechs ein räumlich inhomogenes Temperaturfeld. Unter zyklischer thermischer Belastung, insbesondere während der Abkühlphase, führt die Kontraktion des gekühlten zentralen Bereichs zu thermischen Dehnungen über das gesamte Blech, während der erhitzte feste Körper expandiert bleibt und diese Kontraktion einschränkt. Infolgedessen zeigt die thermisch induzierte Dehnung in der Nähe des gelöteten Bereichs eine Phasenverschiebung gegenüber dem Temperaturzyklus. Während der Belastungszyklen werden die Temperaturfelder an definierten Stellen mit Miniatur-Thermoelementen überwacht und durch Wärmebildaufnahmen räumlich validiert. Die resultierenden Dehnungsfelder werden mithilfe einer DIC-gestützten dreidimensionalen Dehnungsmessung erfasst. Im Rahmen dieses Arbeitspakets wurde der Prüfstand entworfen, gebaut und validiert, einschließlich der Ermittlung jener Randbedingungen, die zur Erreichung der angestrebten Dehnungsprofile erforderlich sind.

Obwohl der entwickelte Aufbau wesentliche Aspekte des Verhaltens auf Bauteilebene erfolgreich reproduziert, wurde festgestellt, dass thermisch induzierte plastische Verformung nach einigen Belastungszyklen zu einem Knicken des dünnen Blechs führt, was eine verminderte geometrische Stabilität zur Folge hat. Dieses Verhalten weicht von realen Wärmetauscherkomponenten ab, da dort strukturelle Einschränkungen und

starre Einspannungen ein Knicken des Blechs verhindern. Diese Erkenntnisse verdeutlichen die Notwendigkeit, mechanische Belastung in den Testaufbau einzubeziehen, um die Betriebsbedingungen präziser abzubilden. Auf Grundlage dieser Beobachtungen wurde der ursprüngliche Entwurf mithilfe von FEM-Simulationen weiterentwickelt, um eine kontrollierte Krafteinleitung zu ermöglichen. Zur Ausübung der Kraft auf den Prüfkörper wurde eine praktikable Lösung unter Verwendung von Gewindeeinsätzen und Standardbefestigungselementen entwickelt, getestet und umgesetzt. Der daraus entstandene Prüfstand bietet realistischere Belastungsbedingungen bei gleichzeitig einfachem Aufbau, was die Übertragung der Prüfmethodik in die industrielle Praxis, insbesondere für KMU, erleichtert.

Zur experimentellen Untersuchung dieses Verhaltens wurde ein Prüfstand entwickelt, der die bauteilnahen thermomechanischen Randbedingungen realitätsnah abbildet. In einem ersten Schritt erfolgte zunächst ausschließlich eine thermische Belastung der bauteilnahen Probe. Der grundlegende Aufbau des Prüfstands ist in Abbildung 37 dargestellt.

Zur Erfassung der Temperaturverteilung wurden an der Probe mehrere Temperaturmessstellen mittels PT100 Sensoren positioniert (Abbildung 38). Auf dieser Grundlage konnte der Temperatur-Zeit-Verlauf während des Aufheiz- und Abkühlvorgangs aufgezeichnet werden (Abbildung 39). Ergänzend wurde die Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche mithilfe von Thermografie untersucht, um lokale Temperaturgradienten sichtbar zu machen (Abbildung 40). Diese Messung ist nur quantitativ zu bewerten, da die Probe zum Messzeitpunkt noch sehr reflektierend war.

Damit bildet der Versuchsaufbau die Grundlage für die weiterführende Untersuchung des thermisch induzierten Verhaltens bauteilnaher Proben unter realitätsnahen Randbedingungen.

Mit dem im Rahmen von AP 3 aufgebauten Prüfstand liegen die relevanten Randbedingungen – Temperaturniveau, Aufheiz- und Abkühlraten, Positionierung des Induktors, Kühlluftführung sowie Einspannkonfiguration – vor und wurden am Versuchsstand validiert. Der Prüfstand ist so konfiguriert, dass eine Übertragung der Prüftechnik auf die industrielle Praxis, insbesondere für KMU, möglich ist, da ausschließlich etablierte Komponenten (Zugprüfmaschine, induktive Erwärmungseinheit, Druckluftkühlung, DIC und Thermografie) eingesetzt werden.

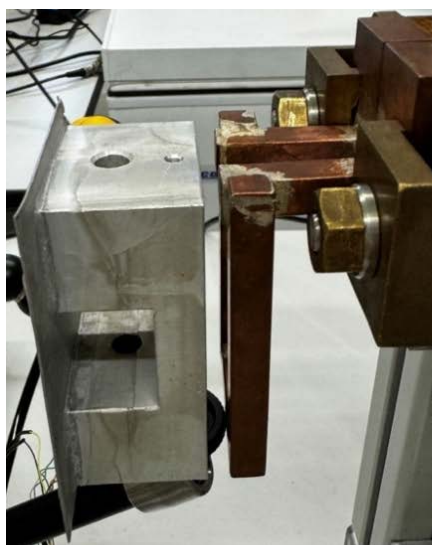


Abbildung 37: Aufbau des Prüfstands zur thermischen Belastung bauteilnaher Proben

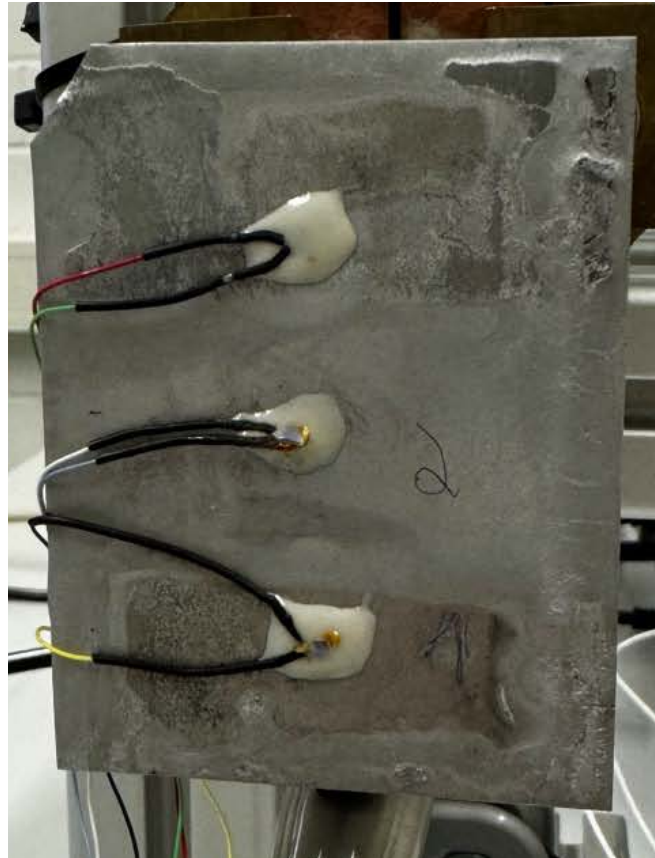


Abbildung 38: Temperaturmessstellen (PT100) an der bauteilnahen Probe

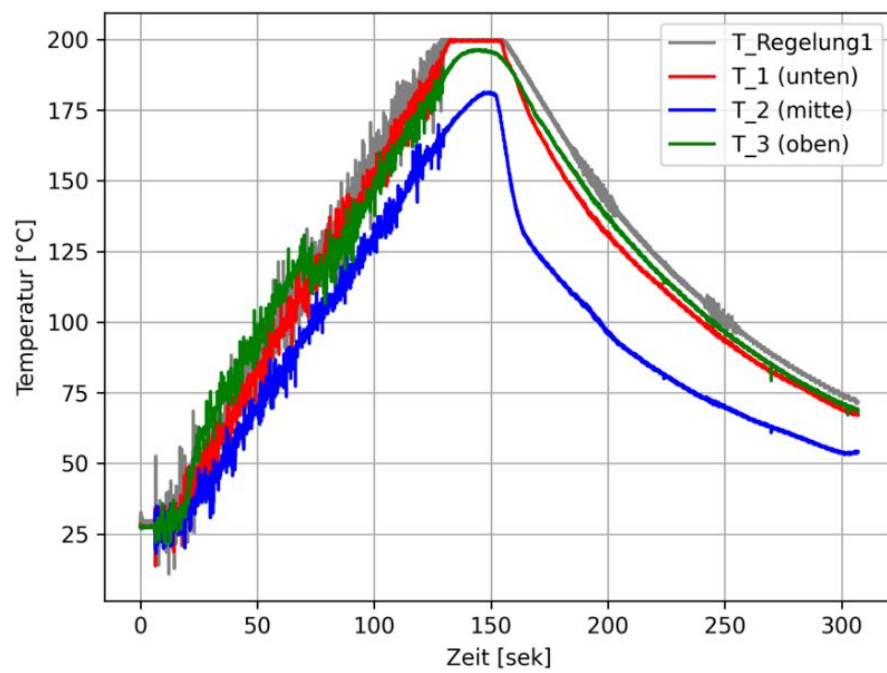


Abbildung 39: Temperatur-Zeit-Verlauf des Aufheiz- und Kühlverlaufs

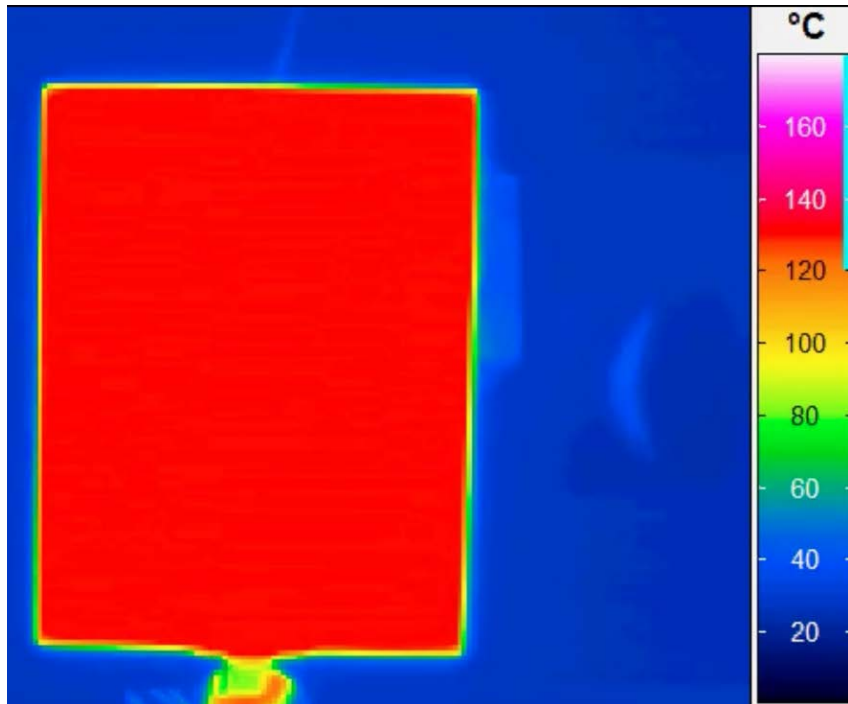


Abbildung 40: Thermografieaufnahme der bauteilnahen Probe

1.4 Arbeitspaket 4: Thermische Ermüdung mit Prüflingen mit aufgelötetem Blech

In Arbeitspaket 4 wurde mit dem in AP 3 entwickelten Prüfstand eine Versuchsreihe durchgeführt, in der die Prüfkörper mit aufgelötetem Blech einer zyklischen thermischen Wechselbelastung ausgesetzt und bis zum Versagen thermisch ermüdet wurden. Ziel war die Ermittlung einer Lebensdauerkurve für das gewählte lot-plattierte Aluminium-Verbundblech unter thermomechanischen Randbedingungen, die den Betriebszustand eines Wärmetauschers repräsentieren. Der Versuchsumfang wurde in enger Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss festgelegt, um die zu erwartende Streuung der Lebensdauern abzudecken und den relevanten Temperaturbereich mit unterschiedlichen Phasenverschiebungen und Temperaturamplituden vollständig abzubilden. Parallel zur Durchführung der Versuche erfolgte eine messtechnische Absicherung des Prüfablaufs (Thermoelemente, Thermografie, DIC) sowie die Weiterentwicklung der Probengeometrie, um Einspann- und Knickeffekte zu beherrschen.

Im Verlauf der Arbeiten zeigte sich, dass sich die angestrebte Phasenverschiebung durch eine rein thermische Belastung der Probe allein nicht in der gewünschten Form einstellen ließ. Zusätzlich musste das Blech gegen Ausknicken (Abbildung 44, Abbildung 45, Abbildung 46) mechanisch abgestützt beziehungsweise belastet werden. Hierzu wurden in die Probe HeliCoils eingebracht, über die eine Krafteinleitung erfolgen konnte. Dazu wurden vorab Belastungstests (Abbildung 41) der HeliCoil Gewindeeinsätze bei verschiedenen Temperaturen (Abbildung 42) durchgeführt.

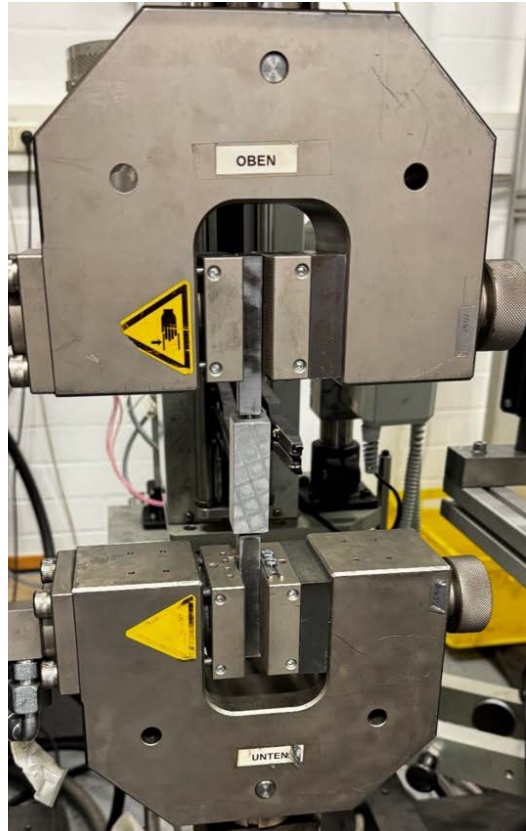


Abbildung 41: Versuchsaufbau der HeliCoil Zugversuche

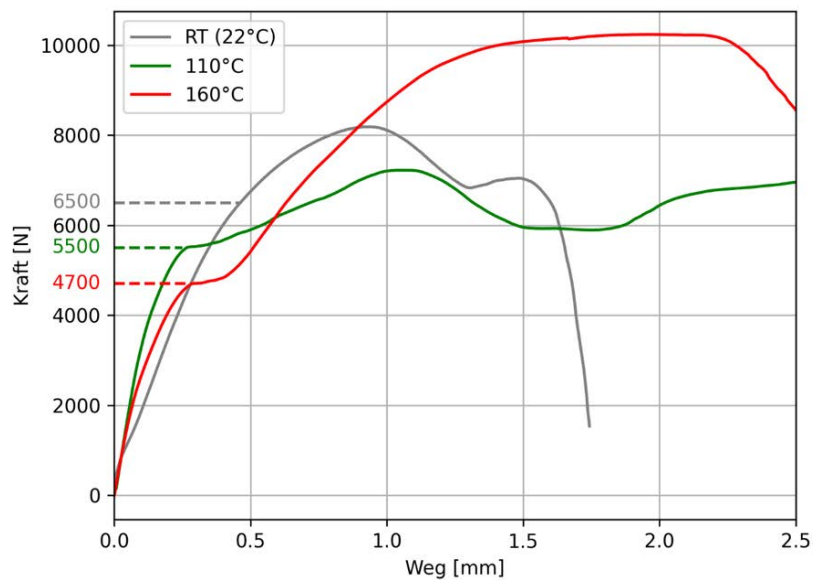


Abbildung 42: Zugversuche an HeliCoil-Gewindeeinsätzen

Die Belastungstests an den HeliCoil-Gewindeeinsätzen wurden bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen von 110 °C und 160°C durchgeführt, um sowohl das Verhalten des Gewindeeinsatzes als auch das des umgebenden Aluminiumgrundwerkstoffs unter prozessnahen thermischen Randbedingungen zu charakterisieren. Die ermittelten Auszieh- und Scherkräfte bildeten die Grundlage für die Festlegung der zulässigen Lastniveaus im thermomechanischen Versuchsbetrieb und für die Auslegung der Krafteinleitung an der bauteilnahen Probe.

Ein zentrales Ergebnis der Vorversuche war, dass die Tragfähigkeit der HeliCoils mit steigender Temperatur deutlich abnimmt, da der umgebende Aluminiumwerkstoff oberhalb von etwa 150 °C merklich plastifiziert und zum Kriechen neigt. Die im realen Prozess überlagerten thermischen und mechanischen Lastwechsel führen insbesondere in der Abkühlphase zu hohen Zugspannungen im Einschraubbereich, die die aus den isothermen Zugversuchen abgeleiteten Grenzwerte zeitweilig überschreiten.

Aus diesen Erkenntnissen wurden konkrete konstruktive Konsequenzen für das Probendesign und die Einspannung abgeleitet: Die Krafteinleitung auf die vorderen HeliCoils konzentriert und die Probe durch zusätzliche Freischnitte entlastet. Die begleitenden Versuche stellten damit eine wesentliche Grundlage für die nachfolgend beschriebene Weiterentwicklung der Probengeometrie dar.

Die während der Abkühlphase auftretenden Kräfte erwiesen sich jedoch als so hoch, dass die eingesetzten HeliCoils den Belastungen nicht dauerhaft standhielten. Erste Versuche zeigten, dass bereits nach wenigen hundert thermomechanischen Zyklen lokale Aushöhlungen des Gewindes sowie ein zunehmendes Spiel zwischen Gewindeeinsatz und Grundwerkstoff auftraten, was sich unmittelbar auf die Reproduzierbarkeit der Kraftmessung und damit auf die Vergleichbarkeit der ermittelten Lebensdauern auswirkte.

Vor diesem Hintergrund wurde das Probendesign schrittweise weiterentwickelt, um die mechanischen Belastungen zu reduzieren und gleichzeitig eine möglichst realitätsnahe Beanspruchung sicherzustellen. Zu den wesentlichen Anpassungen gehörten geometrische Änderungen (Abbildung 43) wie eine Nut im Rückenbereich (b), zusätzliche Rundungen (b,c) sowie eine modifizierte Krafteinleitung ausschließlich über die vorderen HeliCoils. Dadurch konnte die Beweglichkeit der Probe verbessert und eine zusätzliche Momentenbelastung in der Einspannung reduziert werden.



Abbildung 43: Bauteilnahe Probendesigns

Parallel zur Probenentwicklung wurden die wesentlichen Komponenten und Randbedingungen des Prüfstands untersucht und abgestimmt. Dies umfasste insbesondere die Auslegung des Induktors zur gezielten Einstellung der Temperaturverteilung, die Parametrierung der Zugprüfmaschine hinsichtlich der Verfahrensgeschwindigkeit und des Ausknickverhaltens, den Einsatz einer Druckluftkühlung zur Beschleunigung der Abkühlung sowie die messtechnische Erfassung der thermischen und mechanischen Beanspruchung. Für die experimentelle Bewertung kamen dabei sowohl Temperaturmessungen an definierten Messpositionen als auch die optische Dehnungserfassung mittels digitaler Bildkorrelation (DIC) zum Einsatz.

Durch die iterative Anpassung von Probengeometrie, Krafteinleitung und Temperaturführung konnte ein reproduzierbarer Prüfablauf etabliert werden, in dem das Blech thermomechanisch bis zum Versagen belastet wird, ohne dass ein vorzeitiger Ausfall der Gewindeeinsätze oder ein plötzliches Ausknicken der Probe auftritt. Ausgewählte Prüflinge wurden nach Versuchsende licht und rasterelektronenmikroskopisch untersucht, um die temperaturabhängige Schädigungsentwicklung im Gefüge zu analysieren und die an Mikro und Makroproben in AP 1 und AP 2 beobachteten Schädigungsmechanismen mit dem bauteilnahen Versagensbild zu vergleichen. Die gewonnenen Erkenntnisse über Probendesign, Prozessparameter und Messtechnik bilden die Grundlage für die in AP 5 und AP 6 durchgeführten thermomechanischen Ermüdungsversuche, deren quantitative Auswertung in Abschnitt 1.6 dargestellt ist.

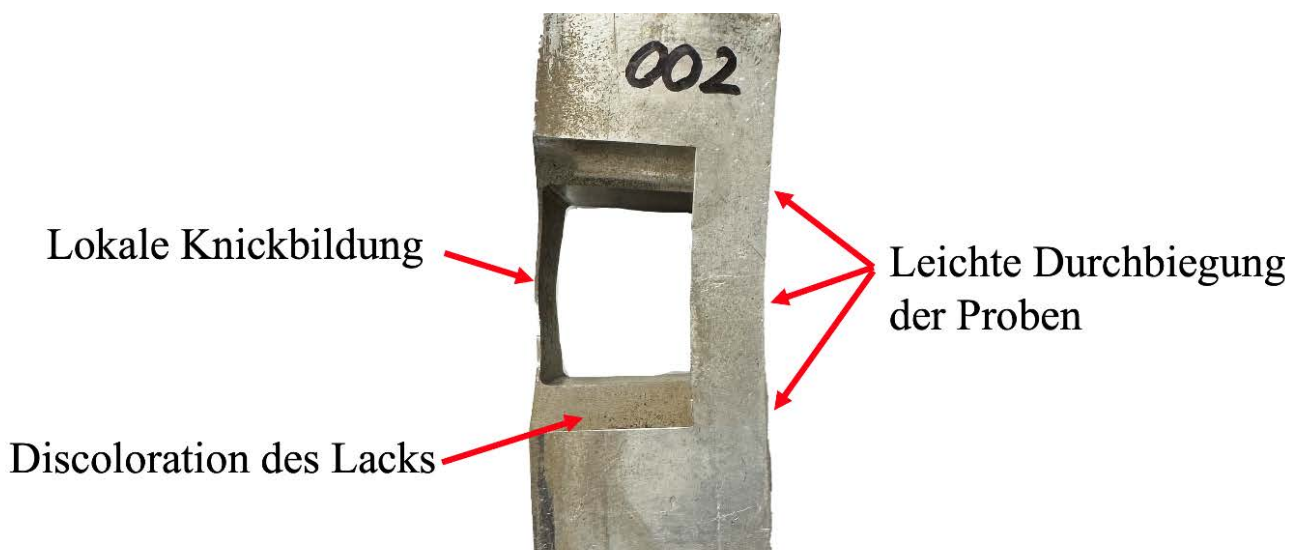


Abbildung 44: Ausknicken der Probe

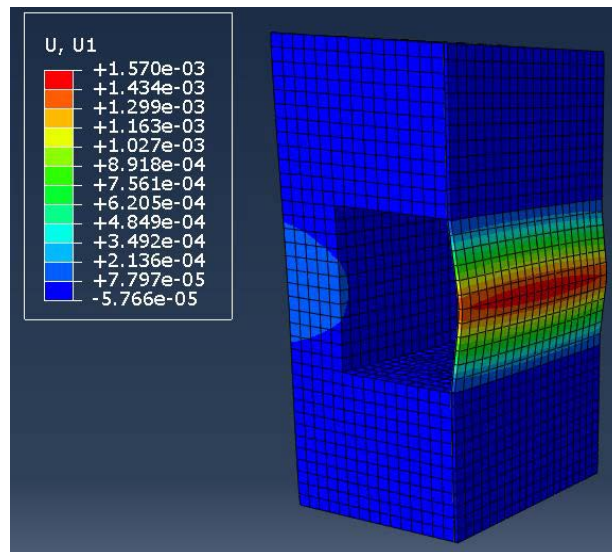


Abbildung 45: FEM-Simulation der Probe

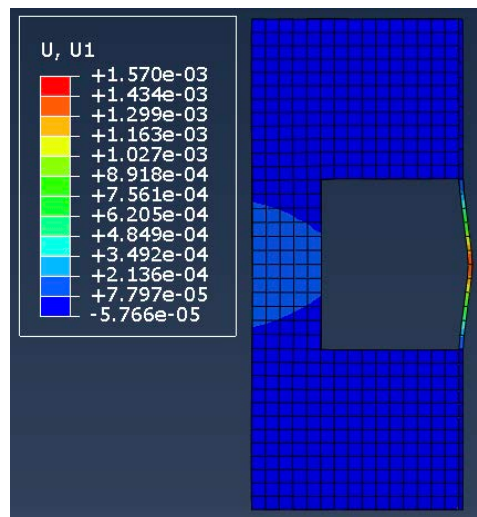


Abbildung 46: FEM-Simulation der Probe (Seitenansicht)

1.5 Arbeitspaket 5: Erweiterung des Prüfstands zur thermomechanischen Belastung bauteilnaher Proben

Ziel des Arbeitspakets 5 war die Erweiterung des in AP 3 aufgebauten Prüfstands um eine mechanische Lastkomponente, so dass die im Betrieb eines Wärmetauschers auftretenden, zeitlich überlagerten thermischen und mechanischen Beanspruchungen realitätsnah nachgebildet werden können. Im Forschungsantrag war hierzu vorgesehen, die mechanische Last über einen Innendruck im ausgehöhlten Prüfkörper aufzubringen. Auf Basis begleitender thermomechanischer FE-Rechnungen sowie der Diskussionen in den Sitzungen des projektbegleitenden Ausschusses wurde der ursprüngliche Ansatz für die beiden betrachteten Anwendungsfälle fallspezifisch umgesetzt.

Für den Anwendungsfall Ladeluftkühler wurde eine Variante realisiert, in der die mechanische Belastung direkt über eine Zugprüfmaschine in die Probe eingeleitet wird. Dieser Ansatz reduziert die apparative Komplexität, erlaubt eine unabhängige und exakte Steuerung der mechanischen und thermischen Lastanteile und lässt sich mit den am Institut etablierten Messmitteln (Zugprüfmaschine, induktive Erwärmung, Druckluftkühlung, Stereo-DIC) direkt umsetzen. Der nachfolgend beschriebene Aufbau entspricht dieser Variante und bildet die Grundlage für die thermomechanischen Ermüdungsversuche in AP 6.

Für den Anwendungsfall Klimaanlage, in dem die Prüflinge mehrachsiger durch zyklische Innendrucke belastet werden, wurde ergänzend ein eigenständiger Druckwechselprüfstand (Konvekta) aufgebaut. Der Innendruck wird mittels Stickstoff auf die bauteilnahen Proben aufgebracht; durch Variation des Temperaturfelds und einer überlagerten Druckbelastung können die thermomechanischen Randbedingungen in einer Klimaanlage-Kombigeometrie nachgebildet werden. Damit stehen zwei komplementäre Versuchseinrichtungen zur Verfügung, die die beiden im Antrag beschriebenen Anwendungsfälle abdecken; der Druckwechselprüfstand sowie die zugehörigen bauteilnahen Proben sind in Abschnitt 1.6 dokumentiert.

Für die Untersuchung thermomechanisch belasteter, bauteilnaher Proben wurde ein Prüfstand (Abbildung 47) aufgebaut, der eine kombinierte thermische und mechanische Beanspruchung ermöglicht. Ziel des Aufbaus ist die realitätsnahe Nachbildung der im Betrieb von Wärmetauschern auftretenden Temperaturwechsel und der daraus resultierenden Dehnungszustände.

Der Prüfstand besteht aus einer Zugprüfmaschine zur Einspannung und mechanischen Belastung der Probe, einer induktiven Erwärmungseinheit zur schnellen zyklischen Aufheizung, einem pneumatischen Kühlsystem zur beschleunigten Abkühlung sowie den zugehörigen Messsystemen für Kraft, Temperatur und Dehnung. Die Zugprüfmaschine dient dabei nicht nur der definierten Halterung der Probe, sondern auch der Aufbringung einer mechanischen Belastung.

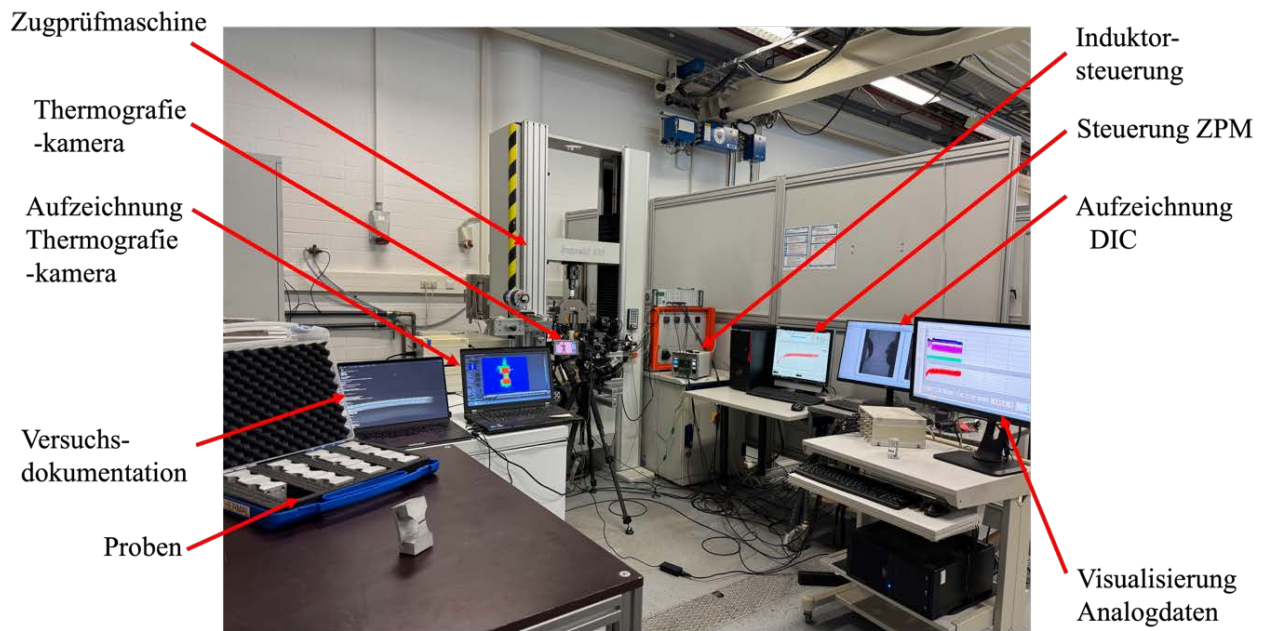


Abbildung 47: Aufbau des Prüfstands

Die Erwärmung des Prüfkörpers erfolgt über einen rückseitig angeordneten Induktor (Abbildung 50, Abbildung 51). Durch die induktive Energieeinbringung können schnelle und lokal begrenzte Temperaturänderungen erzeugt werden. Die durchgeführten elektromagnetischen und thermisch transienten Simulationen des Induktors (Abbildung 48) zeigen, dass der Wärmeeintrag in die Probe stark von Werkstoff, Stromstärke und Frequenz abhängt.

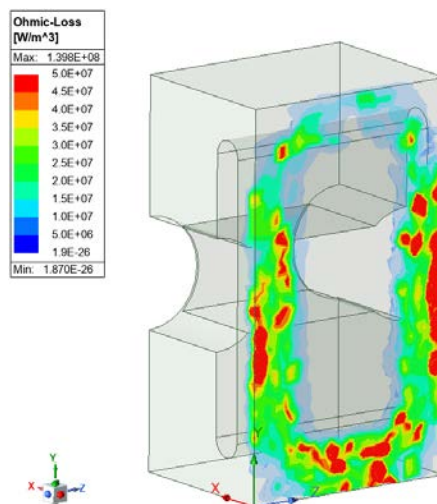


Abbildung 48: FEM-Berechnungen zum Wärmeeintrag des Induktors

Insbesondere bei Aluminium erfolgt die Erwärmung überwiegend oberflächennah und entlang der Kontur des Induktors, wodurch sich eine eher ringförmige und lokal inhomogene Temperaturverteilung ausbildet. Insgesamt ergibt sich in der Probe eine Temperaturdifferenz von etwa 5 K, das durch Thermografie bestätigt werden konnte (Abbildung 49). Der berechnete Wärmeeintrag in die Probe wurde anschließend für die Probensimulationen genutzt.

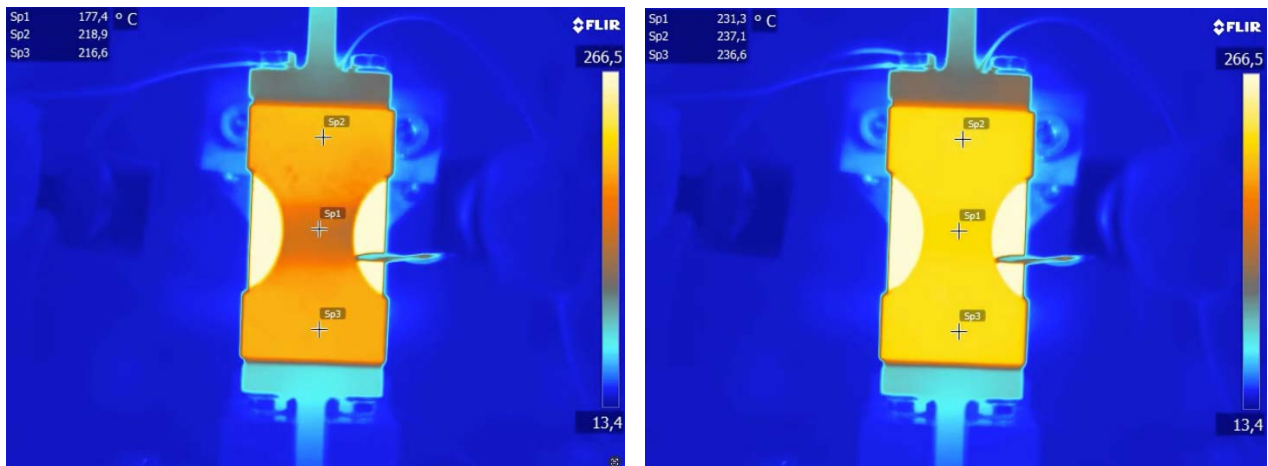


Abbildung 49: Thermografie Untersuchung der Probe

Die Abkühlung erfolgt über ein Druckluftsystem mit gekühlter Luft, die über Düsen gezielt auf den Probenbereich geleitet wird (Abbildung 50). Die Kombination aus induktiver Erwärmung und Druckluftkühlung ermöglicht die Einstellung reproduzierbarer Temperaturwechselbeanspruchungen.

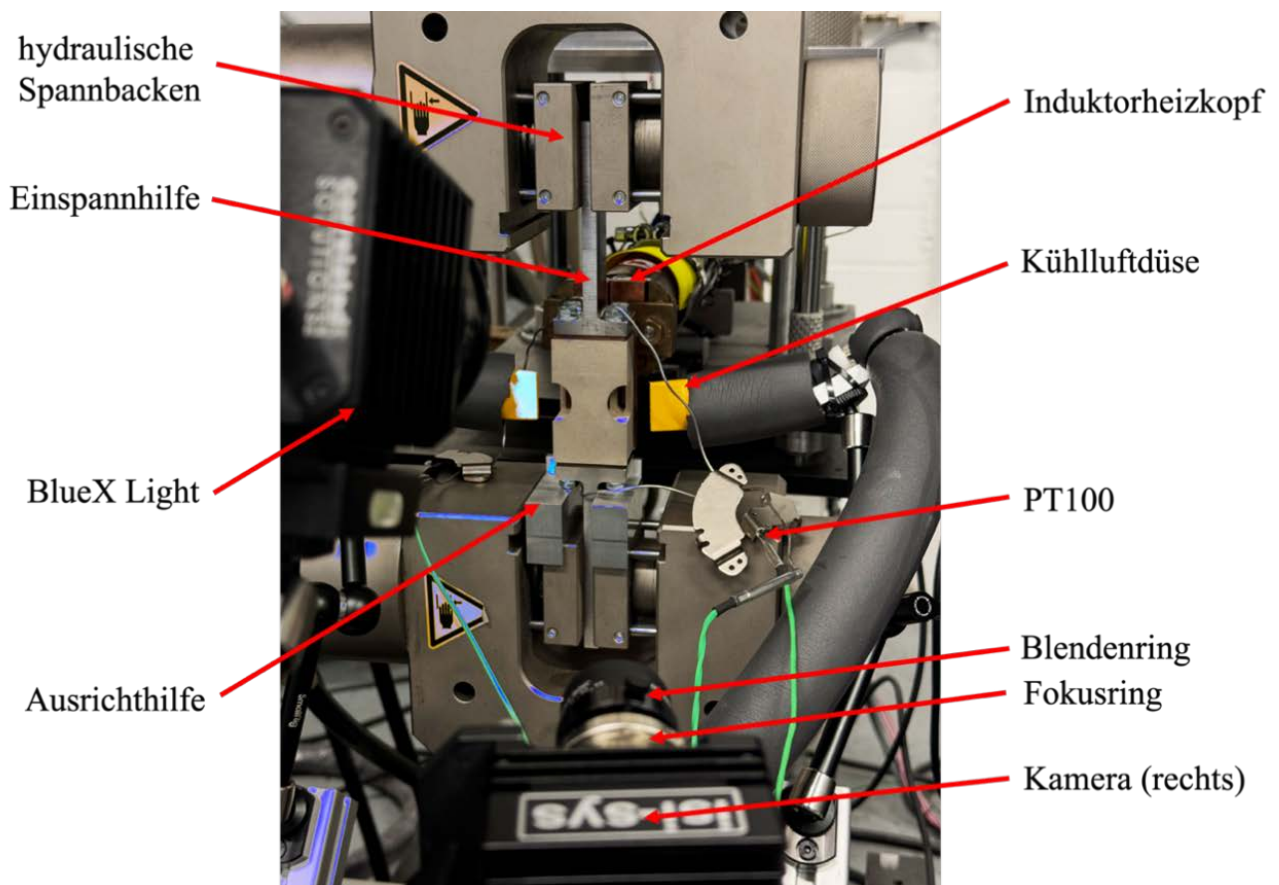


Abbildung 50: Detailansicht am Prüfstand

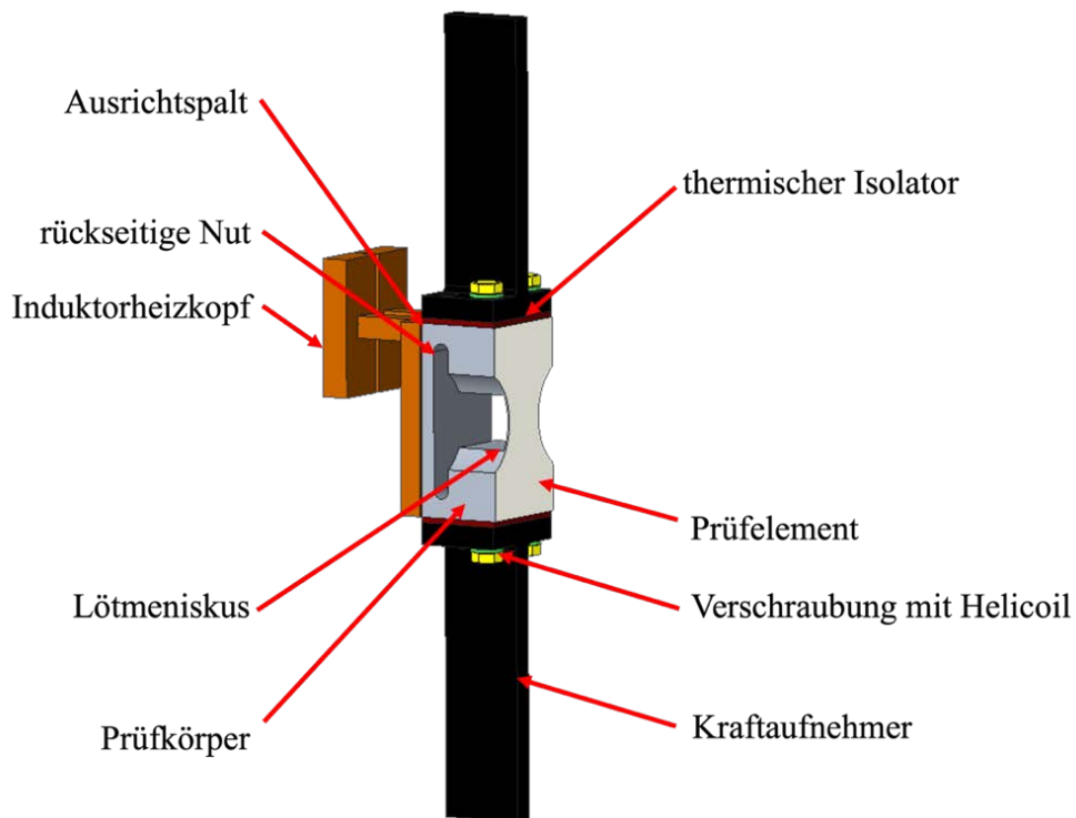


Abbildung 51: Detailansicht (CAD) der Probeneinspannung

Zur Erfassung des thermischen und mechanischen Verhaltens ist der Prüfstand mit einer umfangreichen Messtechnik ausgestattet. Die Temperaturmessung erfolgt mittels Thermoelementen Typ K an definierten Positionen im Prüfkörper und am Blech. Ergänzend werden Thermografie Aufnahmen zur Bewertung der Oberflächentemperaturverteilung eingesetzt (Abbildung 49). Die Dehnungsmessung erfolgt flächig und berührungslos mittels digitaler Bildkorrelation (DIC). Hierdurch können lokale Dehnungen im Prüfelement zeit- und orts aufgelöst bestimmt werden.

Besondere Bedeutung kommt der reproduzierbaren Probenmontage zu. Durch eine sorgfältige Ausrichtung der Probe sowie die definierte Einstellung des Abstands zwischen Induktor und Prüfkörper werden Biege, Torsions und Montageeinflüsse minimiert. Damit ist sichergestellt, dass die Versuchsergebnisse im Wesentlichen durch die eingestellten thermischen und mechanischen Randbedingungen bestimmt werden.

Der entwickelte Prüfstand stellt somit die Grundlage für die experimentelle Untersuchung thermomechanischer Beanspruchungen an bauteilnahen Proben dar und erlaubt eine systematische Bewertung von Temperaturfeldern, Dehnungsverläufen und Lastzuständen unter zyklischer Belastung.

Nach Abschluss von AP 5 ist die Erweiterung des Prüfstands zur bauteilnahen Prüfung unter überlagerter thermomechanischer Belastung abgeschlossen. Die Randbedingungen, unter denen die geforderte thermomechanische Belastung auftritt, sind bekannt und am Versuchsstand validiert. Mit den beiden realisierten Prüfkfigurationen – kraftgesteuerte Beanspruchung über die Zugprüfmaschine für den Ladeluftkühler und Innendruckbeanspruchung über den Druckwechselprüfstand für die Klimaanlage – stehen zwei komplementäre Werkzeuge zur Verfügung, auf deren Basis, die in AP 6 beschriebenen Lebensdauerversuche durchgeführt wurden.

1.6 Arbeitspaket 6: Thermomechanische Ermüdung mit Prüflingen mit aufgelötetem Blech

In Arbeitspaket 6 wurden thermomechanische Ermüdungsversuche an bauteilnahen Proben mit aufgelötetem Blech durchgeführt. Ziel war es, für die relevanten Betriebstemperaturen (180 – 230°C) und für unterschiedliche Überlagerungen aus thermischer und mechanischer Last reproduzierbare Lebensdauern zu ermitteln sowie die zugehörigen lokal aufgelösten Dehnungs- und Temperaturfelder zu dokumentieren. Durch die unabhängige Steuerung der beiden Lastanteile konnten realitätsnahe Prüfzyklen gefahren werden, die den Betriebsbedingungen in einem Wärmetauscher entsprechen. Mittels Design of Experiments (DoE) wurde die Anzahl der Versuche so geplant, dass die relevanten Einflussgrößen – Temperaturniveau, Verfahrensgeschwindigkeit, Probengeometrie mit vertretbarem Versuchsaufwand systematisch variiert werden konnten.

Besondere Bedeutung kam der flächigen, berührungslosen Dehnungsmessung mittels Stereo-DIC inkl. IR Erweiterung zu, da nur so eine ortsauflösende Zuordnung von Temperatur und Dehnungsfeld an jedem Punkt der Probenoberfläche möglich ist und Rückschlüsse auf die dominanten Schädigungsmechanismen gezogen werden können. Ergänzend wurden an ausgewählten Prüflingen Nanoindentations- und Mikroindentationsuntersuchungen (Firma Imprintec) sowie rasterelektronenmikroskopische Fraktografien durchgeführt, um die Entwicklung der lokalen Materialeigenschaften und den Schädigungsfortschritt über die Belastungshistorie hinweg zu dokumentieren.

Begleitend zu dem Aufbau des Prüfstands zur thermomechanischen Ermüdungsprüfung bauteilnaher Proben wurden verschiedene Proben Geometrien bewertet. Abbildung 52 zeigt eine Übersicht über die wichtigsten Simulationsergebnisse. Dabei wurden verschiedene Belastungsszenarien (Krafteinleitung) und Geometrien miteinander verglichen. Da der limitierende Faktor die Gewindeeinsätze (HeliCoil) sind, musste die Geometrie der Probe so gewählt werden, dass diese möglichst klein werden und trotzdem noch die gewünschten Effekte wie z.B. die Phasenverschiebung zwischen Temperatur und Dehnung einstellen lassen.

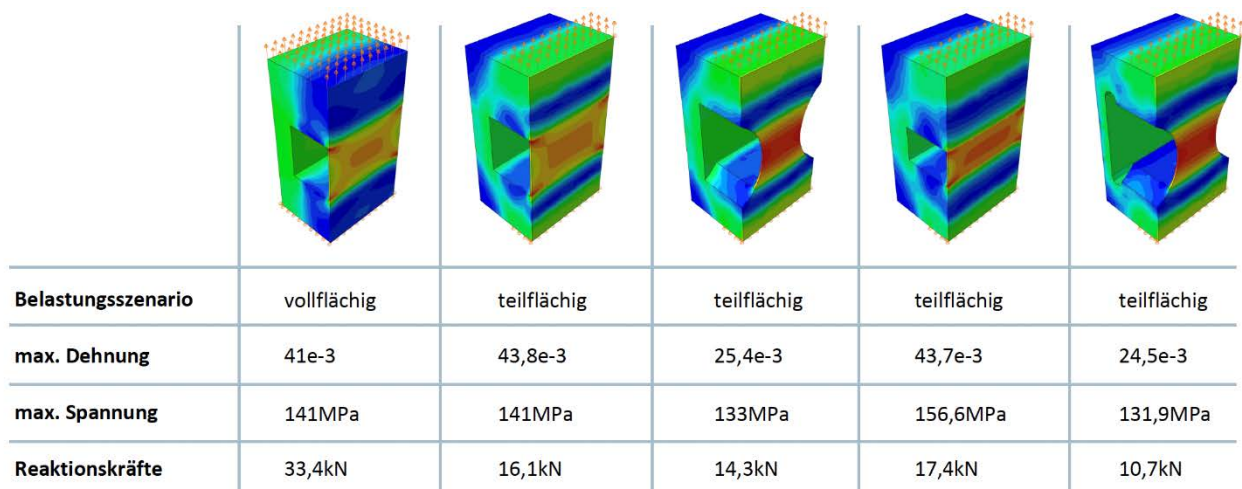


Abbildung 52: Überblick der Simulationsergebnisse

Durch 3D Scans der Probe konnten die Lötradien (siehe Abbildung 53, Abbildung 54 rote Pfeile) mit ca. 1mm bestimmt werden. Diese wurden anschließend in der Simulation mitberücksichtigt.

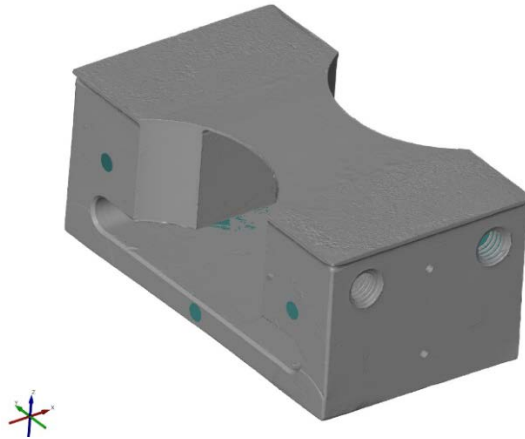


Abbildung 53: 3DScan der Probe

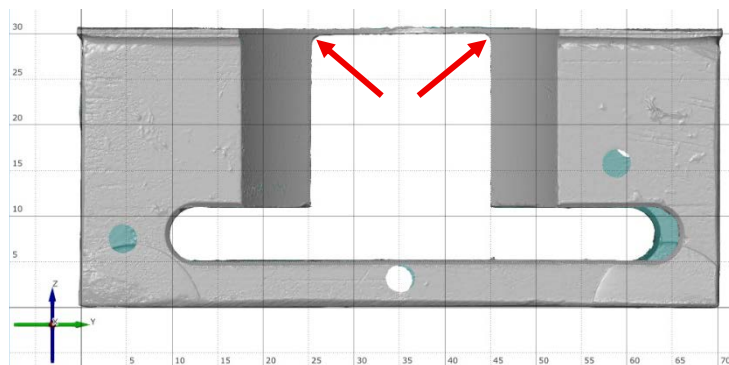


Abbildung 54: 3DScan der Probe (Detailansicht Löt-radius)

Um die kontinuierliche Belastung der Probe zu gewährleisten, verfährt die Zugprüfmaschine mit einer konstanten Geschwindigkeit. Die Verfahrensgeschwindigkeit wurde je nach Messreihe zwischen $0,25\mu\text{m}/\text{Sek}$ und $1\mu\text{m}/\text{Sek}$ variiert.

Jede Probe wird mit dem Stereo DIC-System durchgängig untersucht, sodass die Dehnungen zu jedem Zeitpunkt ausgewertet werden können. Ebenfalls lassen sich Deformationen der Probe vor der thermomechanischen Belastung analysieren (Abbildung 55 und Abbildung 56). Diese können Hinweise draufgeben, ob der Versagensort mit der Vorverformung zusammenhängt.

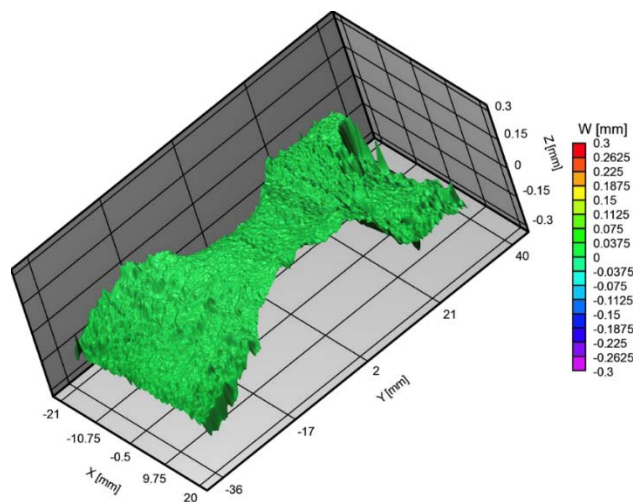


Abbildung 55: 3DMessung der Probengeometrie

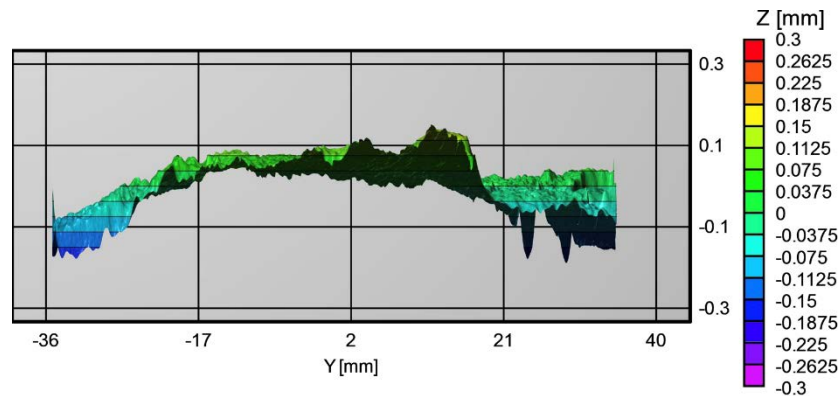


Abbildung 56: 2DMessung der Probegeometrie

Abbildung 57 zeigt eine Dehnungsverteilung der Probe in Belastungsrichtung (E_{yy}).

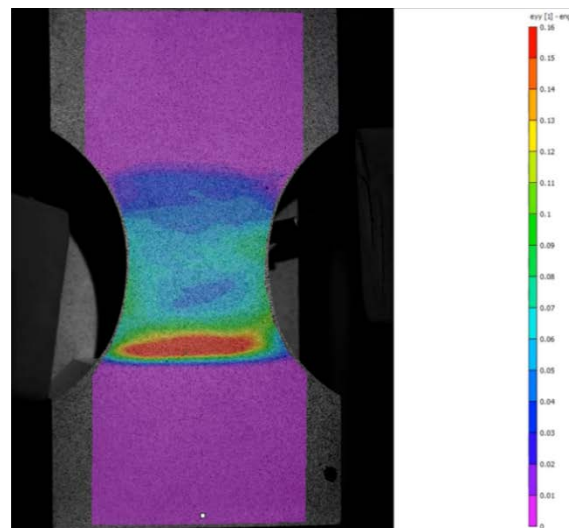


Abbildung 57: DIC-Dehnungsauswertung

Im Rahmen der weiteren Auswertung wurden ausschließlich die als gültig eingestuften Versuche herangezogen. Für diese Datensätze erfolgte eine detaillierte Analyse der thermischen und mechanischen Messgrößen über den Versuchsverlauf (Abbildung 58). Dabei wurden zunächst die Regeltemperatur sowie die Blechtemperatur jeweils in Abhängigkeit von der Zeit ausgewertet, um das thermische Verhalten während der zyklischen Beanspruchung und die Qualität der Temperaturführung zu charakterisieren. Ergänzend wurde die Steigung der Zyklen pro Weg beziehungsweise pro Millimeter bestimmt, um die zyklische Beanspruchungsintensität über den Verschiebungsbereich quantitativ zu erfassen.

Zur mechanischen Bewertung wurden außerdem die Kraft-Zeit-Verläufe differenziert betrachtet. Hierzu wurde sowohl die Gesamtkraft über der Zeit ausgewertet als auch eine Referenzkraft über der Zeit aus Versuchen ohne eingesetztes Blech mit gleicher Temperatur und Verfahrensgeschwindigkeit herangezogen. Durch Subtraktion dieser Referenz von der Gesamtkraft konnte der auf das Blech entfallende Kraftanteil näherungsweise bestimmt und separat analysiert werden. Auf diese Weise lässt sich der mechanische Beitrag der Probe vom system- beziehungsweise prüfstandsbedingten Kraftanteil entkoppeln. Die kombinierte Betrachtung von Temperatur, Kraft und Zyklusverlauf ermöglicht damit eine umfassende Bewertung des Materialverhaltens unter thermisch-mechanischer zyklischer Belastung.

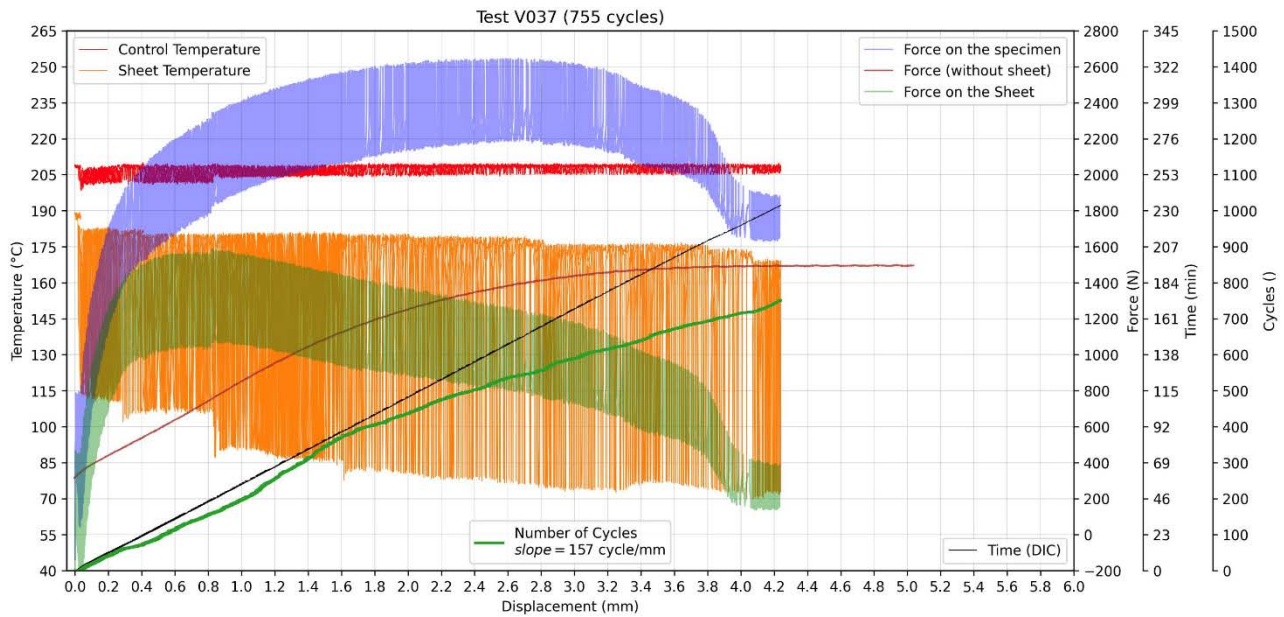


Abbildung 58: Auswertung V037

Die resultierenden Kraft-Weg-Verläufe (Abbildung 59) zeigen bei allen gültigen Versuchen mit gleichen Randbedingungen zunächst einen steilen Kraftanstieg mit anschließendem kontinuierlichem Abfall. Dies weist auf eine fortschreitende Schädigung und eine abnehmende Lasttragfähigkeit der Probe hin. Zwischen den Versuchen zeigen sich Unterschiede sowohl im maximalen Kraftniveau als auch im weiteren Verlaufsscharakter und in den erreichten Endzyklenzahlen. Die markierten Versagenspunkte bei 699, 880, 1301 und 1110 Zyklen verdeutlichen, dass das Schädigungs- und Lebensdauerverhalten stark vom individuellen Verlauf der Kraftabnahme abhängt. Die Versagenspunkte wurden bei einem Kraftabfall von 15% der maximalen Kraft berechnet, um diese besser vergleichen zu können.

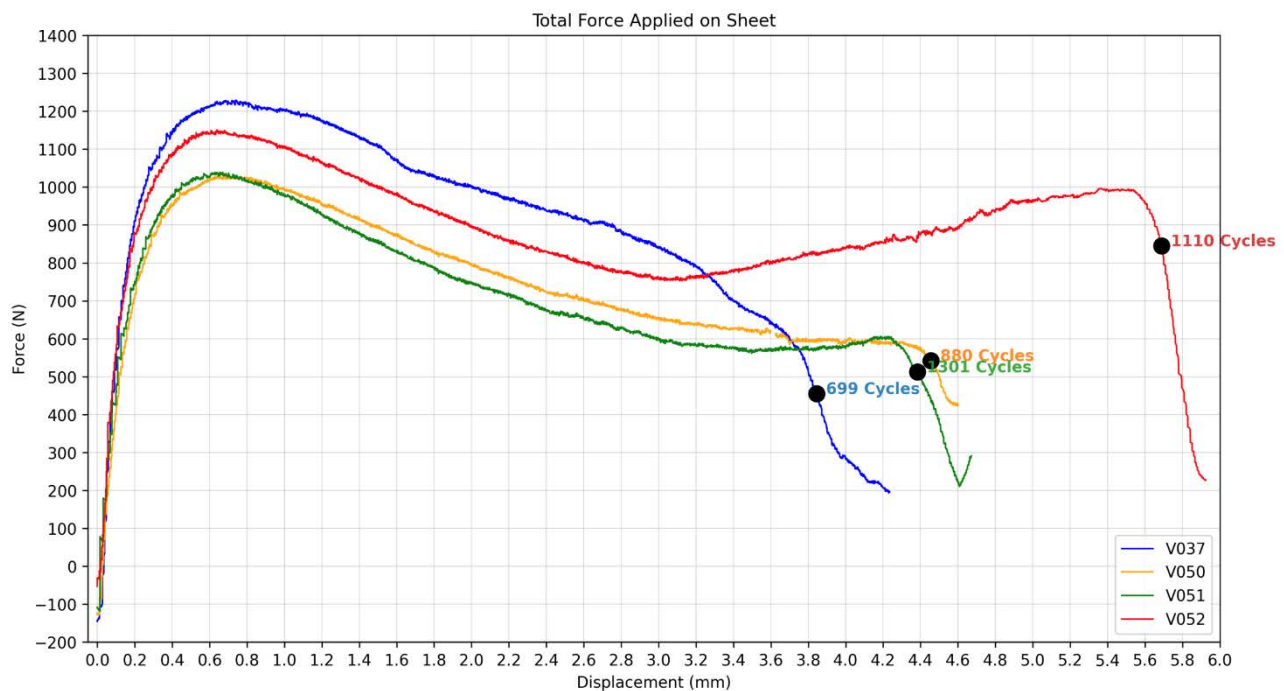


Abbildung 59: Vergleich der ausgewählten Versuche

Abbildung 60 zeigt eine Übersicht über alle getesteten bauteilnahen Proben.



Abbildung 60: Übersicht bauteilnahe Proben

Simulationsergebnisse der Proben

Die bauteilnahen Proben wurden begleitend zur experimentellen Prüfung in einem gekoppelten thermomechanischen FEM-Modell abgebildet. Als Eingangsgrößen dienten die in AP 1 und AP 2 ermittelten Werkstoffkennwerte der verwendeten Legierungen (EN AW 3003, EN AW 4045 lötsimuliert) sowie das im Versuch gemessene Temperaturfeld, das durch Thermografie und Thermoelementmessungen validiert wurde. Das Modell berücksichtigt die Lotverbindung, die realen Lötradien (ca. 1 mm aus 3DScans), die Kontaktverhältnisse an den HeliCoil-Einspannungen sowie die geometrischen Freischnitte der Probe. Die Simulationen erlauben eine orts aufgelöste Bewertung der Dehnungs- und Spannungsverteilung im Blech und im Grundkörper über einen vollständigen thermomechanischen Zyklus.

Mit dem Modell wurden typische Kraft-Zeit-Verläufe über mehrere hundert Zyklen berechnet und mit den im Versuch aufgezeichneten Kräften abgeglichen. Der Vergleich zeigt eine gute qualitative Übereinstimmung des Kraftniveaus und des Abfallverhaltens, sodass das Modell als Grundlage, für die in AP 8 durchgeführte Lebensdauerbewertung nach FKM-Richtlinie Nichtlinear verwendet werden kann.

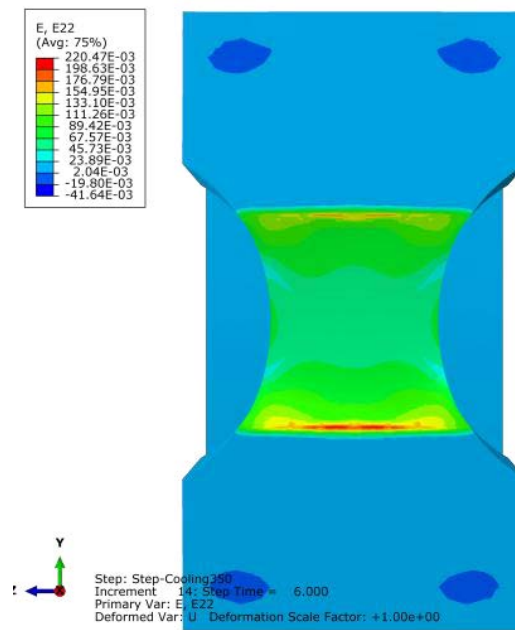


Abbildung 61: FEM-Simulation der Probe

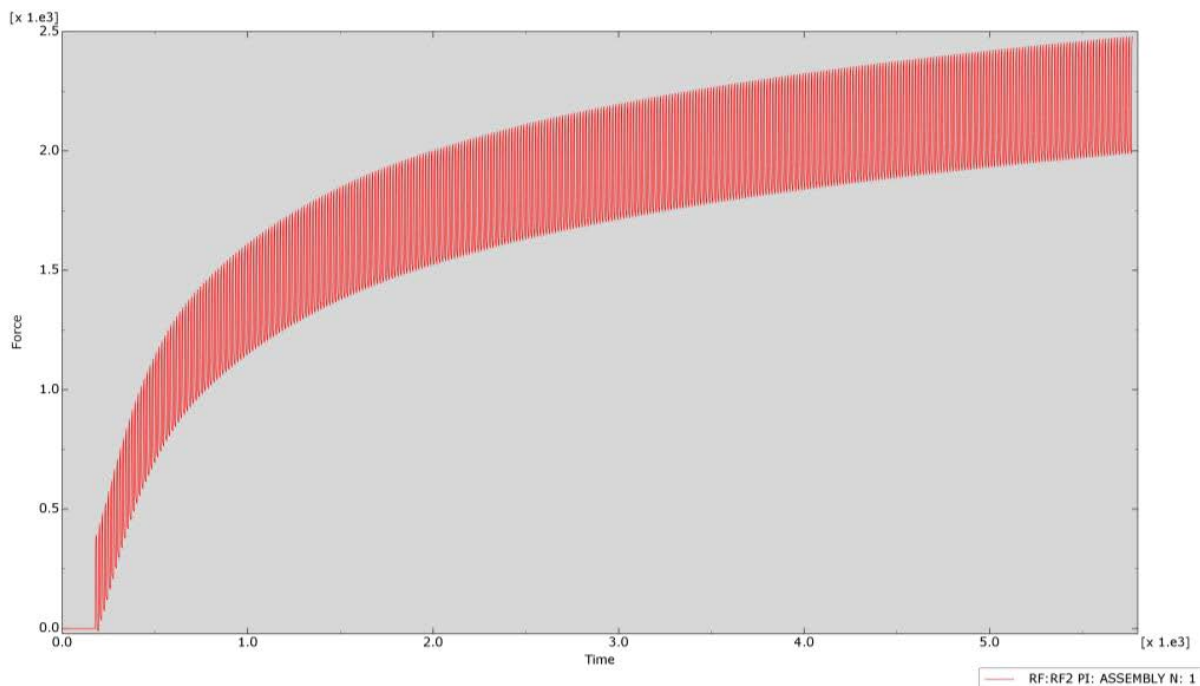


Abbildung 62: Kraft-Zeit-Verlauf Simulation (300 Zyklen)

Materialdaten für den Grundwerkstoff EN AW 3003 wurden bei Raumtemperatur sowie bei 110°C und 150°C ermittelt, um das temperaturabhängige Verfestigungsverhalten des lötsimulierten Werkstoffs über den für den Anwendungsfall Ladeluftkühler relevanten Temperaturbereich zu erfassen. Die einachsigen Zugversuche wurden an Flachproben aus dem ursprünglichen Blechhalbzeug entnommen, die zuvor einen lötsimulierten Wärmebehandlungszyklus durchlaufen hatten, sodass der Werkstoffzustand, dem nach CAB-Lötung am Bauteil entspricht. Während der Versuche wurde die Dehnungsverteilung mittels DIC flächig aufgezeichnet, um neben den globalen Spannungs-Dehnungs-Kurven auch lokale Effekte wie inhomogene Fließzonen und Einschnürverhalten zu dokumentieren.

Die ermittelten Fließ und Zugfestigkeiten sowie die zugehörigen Verfestigungsexponenten gehen direkt in das Materialmodell des lötsimulierten Werkstoffs ein, das in den FE-Simulationen der bauteilnahen Proben verwendet wird. Die im Folgenden dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven der lötsimulierten Proben bei Raumtemperatur, 110°C und 150°C zeigen eine deutliche Abnahme von Fließ und Zugfestigkeit mit steigen-der Temperatur sowie eine Verschiebung hin zu stärker ausgeprägtem Kriech und Plastifizierungsverhalten, das für die Bewertung der thermomechanischen Ermüdung maßgeblich ist.

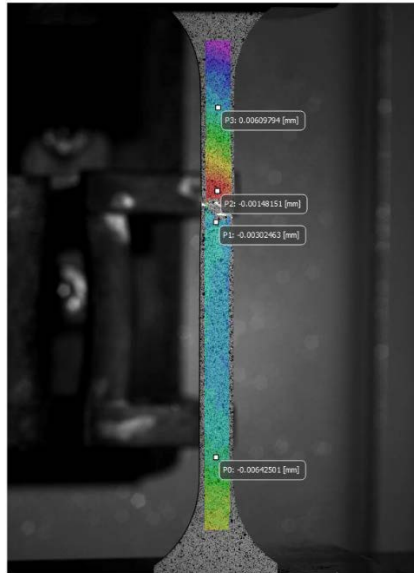


Abbildung 63: Zugversuch für EN 3003 mit DIC Auswertung

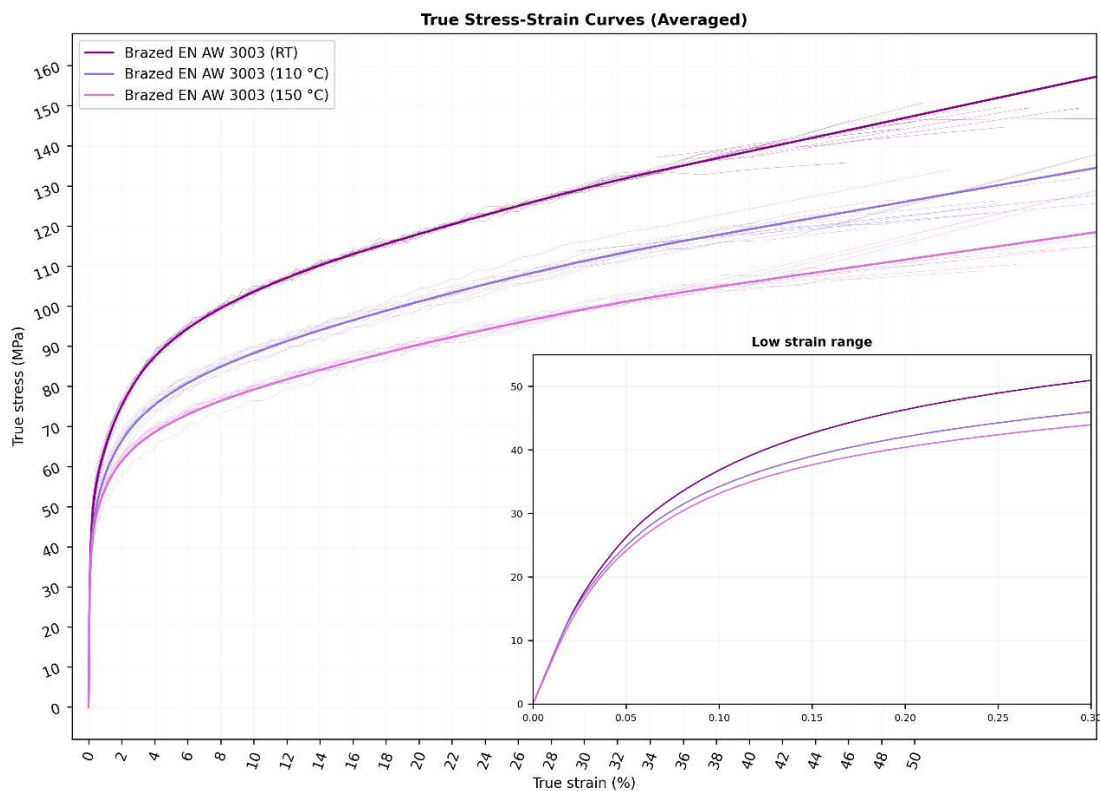
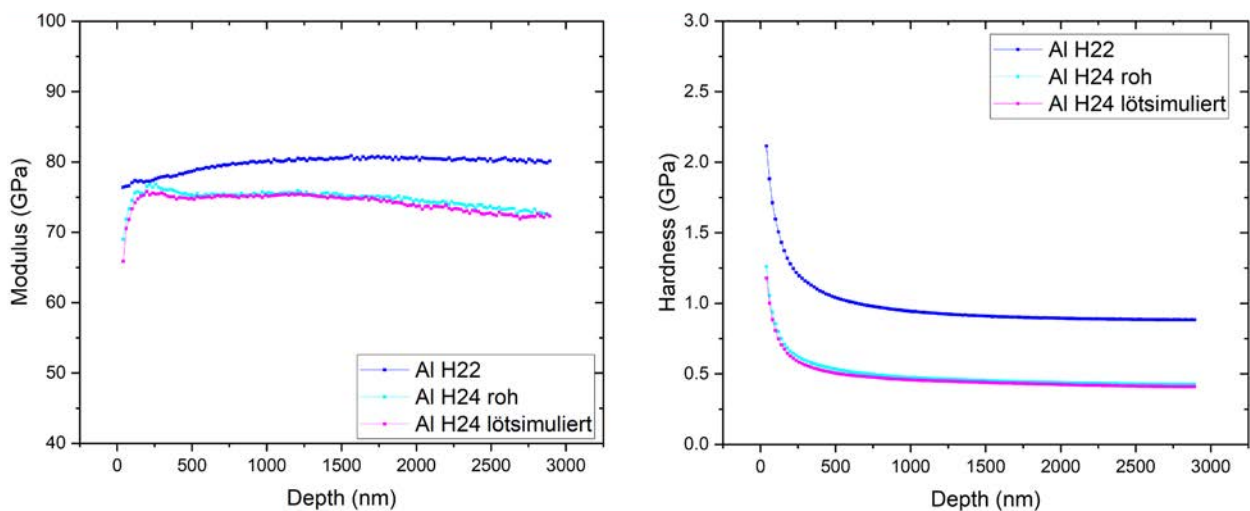


Abbildung 64: SpannungsDehnungskurve lötsimulierte Probe (RT, 110°C und 150°C)

Nanoindentierungsprüfung der Werkstoffe

- EN AW 5754 H22 (Endblech Klimaanlage)
- EN AW 3003 H24 (0,6 mm lotplattiertes Blech für AKG, Rohzustand)
- EN AW 3003 H24 (0,6 mm lotplattiertes Blech für AKG, lötsimuliert)

Die Messungen ergänzen die auf Makroebene durchgeführten Zugversuche um eine lokale, quasi zerstörungsfreie Charakterisierung der Härte und Steifigkeitsverteilung auf der Querschliffebene. Auf diese Weise können insbesondere die Einflüsse des Lötprozesses auf die lokalen mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffs, der Wärmeeinflusszone und der Lötzone quantitativ bewertet werden. Die Ergebnisse der Nanoindentation zeigen, dass die lötsimulierten Proben im Vergleich zum Rohzustand eine deutlich reduzierte Härte und ein abgesenktes Elastizitätsmodul aufweisen. Bei den thermomechanisch belasteten Proben (Messung bei $> 200\text{ °C}$) ist zusätzlich eine weitere Veränderung der lokalen Eigenschaften erkennbar, die auf Entfestigungs- und Umordnungsprozesse im Gefüge während der zyklischen Beanspruchung schließen lässt. Diese Daten werden mit den Ergebnissen der Mikroindentationsprüfung (Imprintec) und mit dem in AP 1 entwickelten Materialmodell abgeglichen und liefern damit eine zusätzliche Validierungsbasis für das Lebensdauermodell.



Sample	Modulus [GPa]	Hardness [Gpa]
EN-AW-5754 H22	80.12481 ± 2.19081	0.94057 ± 0.02381
EN-AW-3003 H24 roh.	75.53549 ± 2.16918	0.47255 ± 0.01226
EN-AW-3003 H24 lötsimuliert	75.24126 ± 2.29756	0.45579 ± 0.01326

Mean results from
900 nm – 1200 nm

Abbildung 65: Nanoindentation

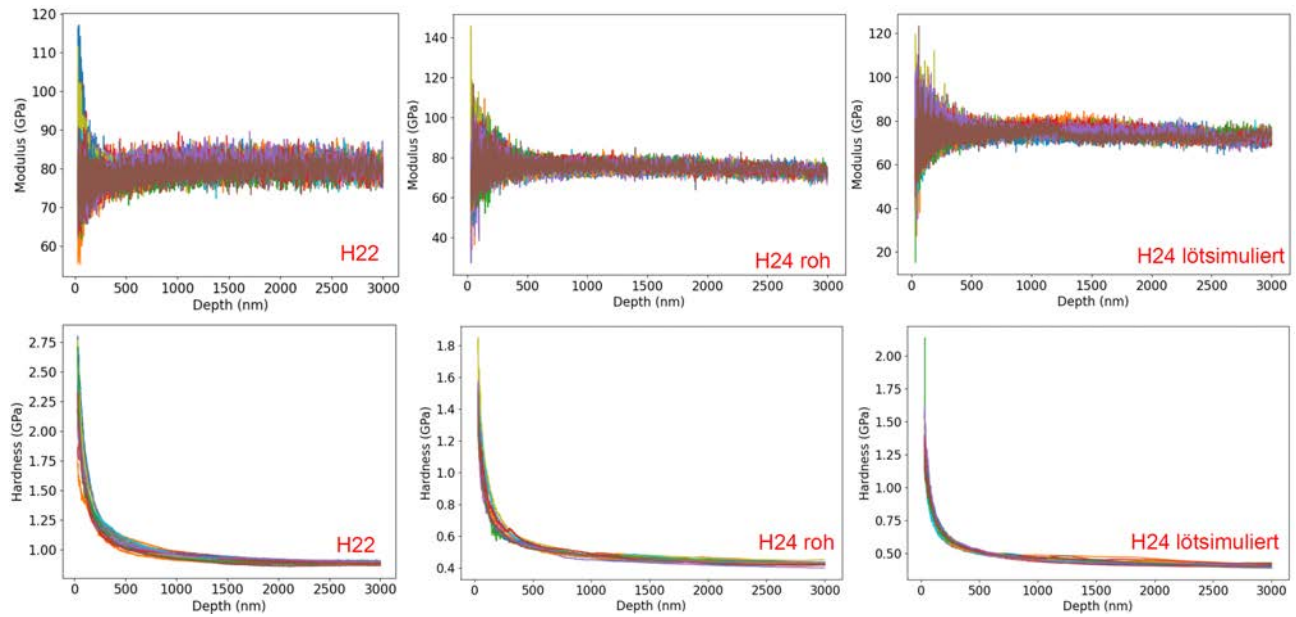


Abbildung 66: Nanoindentation II

Messung an

- Al_rohH24 (EN AW 3003 H24 Rohzustand)
 - Al-lötsimuliert (EN AW 3003 H24 lötsimuliert)
 - Al_027 (EN AW 3003 H24 lötsimuliert mit anschließender zyklischer thermomechanischer Belastung bei $> 200^{\circ}\text{C}$)
- CSM mapping at 0.1/s strain rate
 - 1200 nm depth
 - 900 nm to 1200 nm hardness mean
 - Galvanic zinc coating previous to sample preparation to ensure plane surface across entire sample thickness

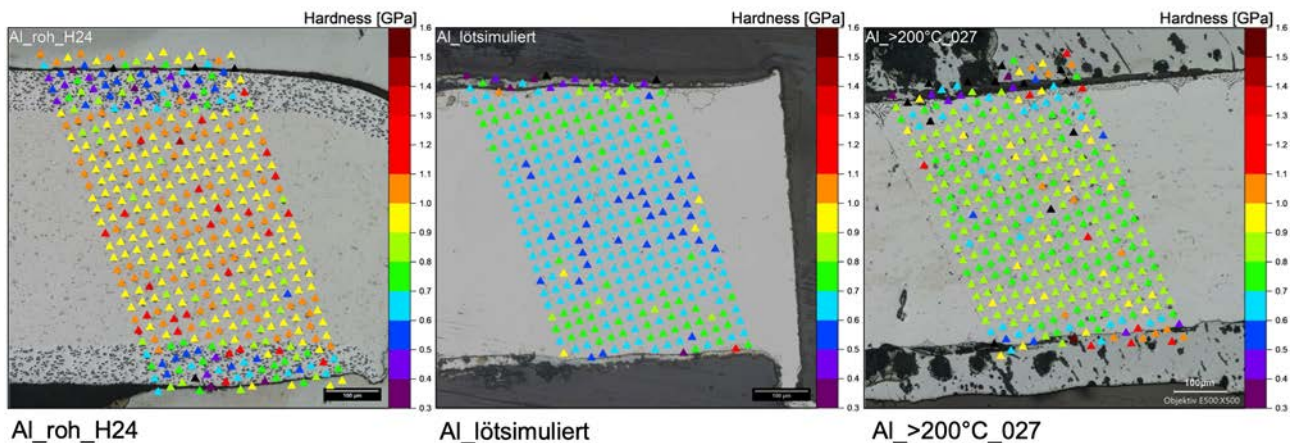


Abbildung 67: Nanoindentation III

Materialmodell (AP1) im Vergleich zu Mikroidentationsprüfung (Firma Imprintec)

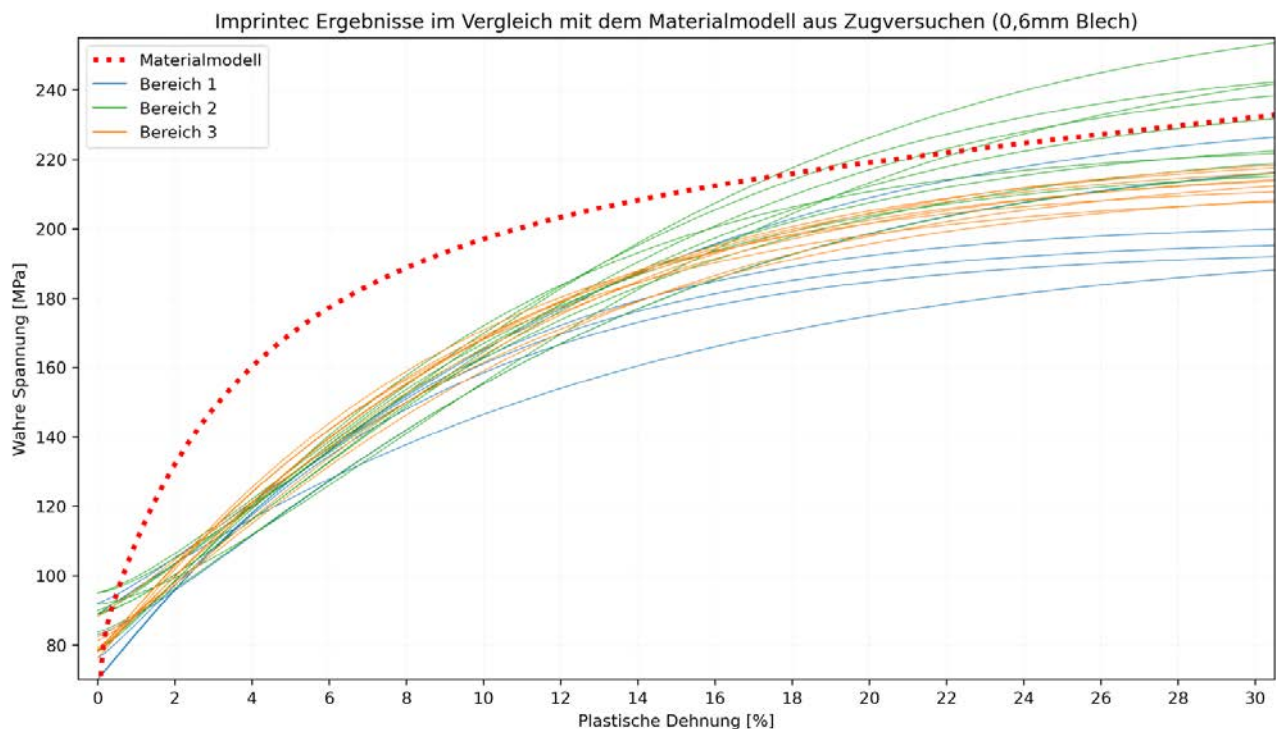


Abbildung 68: Imprintec Ergebnisse mit Materialmodell

Abbildung 69 zeigt eine REM-Fraktografieaufnahme einer bauteilnahen Probe, die thermomechanisch ermüdet worden ist. Die rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchfläche dient der Identifikation der dominanten Schädigungsmechanismen und ergänzt die licht- und nanoindentationsanalytischen Befunde um eine hochauflösende Beurteilung der Mikromorphologie. Im Übersichtsbild sind die charakteristischen Zonen der Rissinitiierung, des stabilen Risswachstums und des Restbruchs deutlich voneinander abgegrenzt.

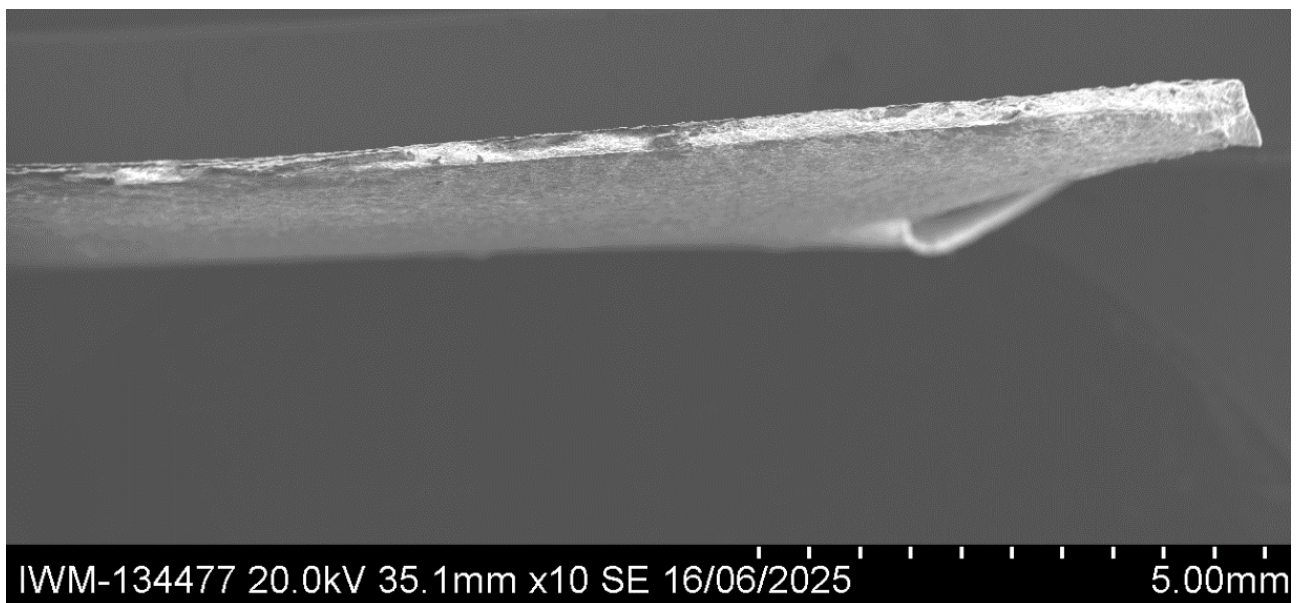


Abbildung 69: REM Fraktografiebild der Probe I

Abbildung 70 zeigt die gleiche bauteilnahe Probe, die thermomechanisch ermüdet worden ist, in Detailaufnahme. Die höher aufgelöste Darstellung ermöglicht die Bewertung der Bruchmorphologie auf Kornebene. Für Temperaturen oberhalb von etwa 210°C ist deutlich ein Wechsel der Versagenscharakteristik hin zu einem überwiegend interkristallinen Bruch zu erkennen, wie er für kriechedominierte Schädigungsprozesse typisch ist. Unterhalb dieser Temperaturgrenze dominieren transkristalline Bruchanteile mit feinen Ermüdungsstreifungen, was auf ein primär zyklisch-plastisches Versagen schließen lässt. Die fraktografischen Befunde stützen damit die in den Versuchen beobachtete deutliche Lebensdauerreduktion oberhalb von 210°C und bilden die Grundlage für die getrennte Berücksichtigung von Ermüdungs- und Kriechschädigung im Lebensdauermodell.

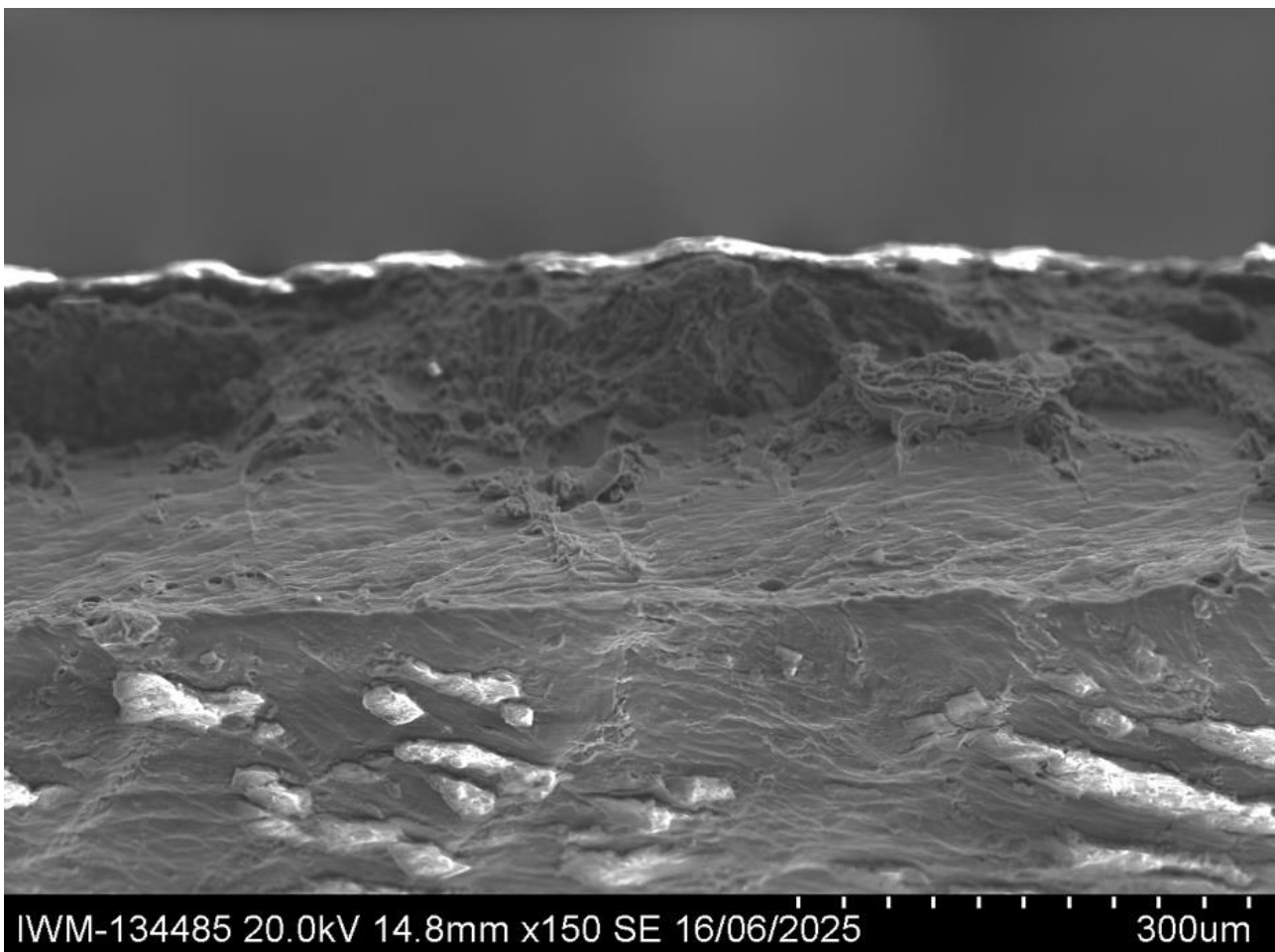


Abbildung 70: REM Fraktografiebild der Probe II

Zusätzlich wurden Zugversuche mit dem Werkstoff EN AW 5754 H22 bei Raumtemperatur durchgeführt, welcher als Endblechmaterial für Klimaanlage eingesetzt wird. An dieser Legierung wurden einachsige Zugversuche durchgeführt, um die Fließ- und Zugfestigkeit sowie das Verfestigungsverhalten unter statischer Belastung bei Raumtemperatur zu ermitteln. Der Werkstoff EN AW 5754 H22 wird in der Klimaanlagefertigung als Endblech eingesetzt und ist maßgeblich an der Lastaufnahme innerhalb der bauteilnahen Prüfkörper für den Anwendungsfall Klimaanlage beteiligt. Die gewonnenen Daten dienen als Eingangsgrößen für das FE-Modell des Druckwechselprüfstands und für die Bewertung der Spannungs- und Dehnungszustände in der Verbindung zwischen Haarnadelbogen und Endblech.

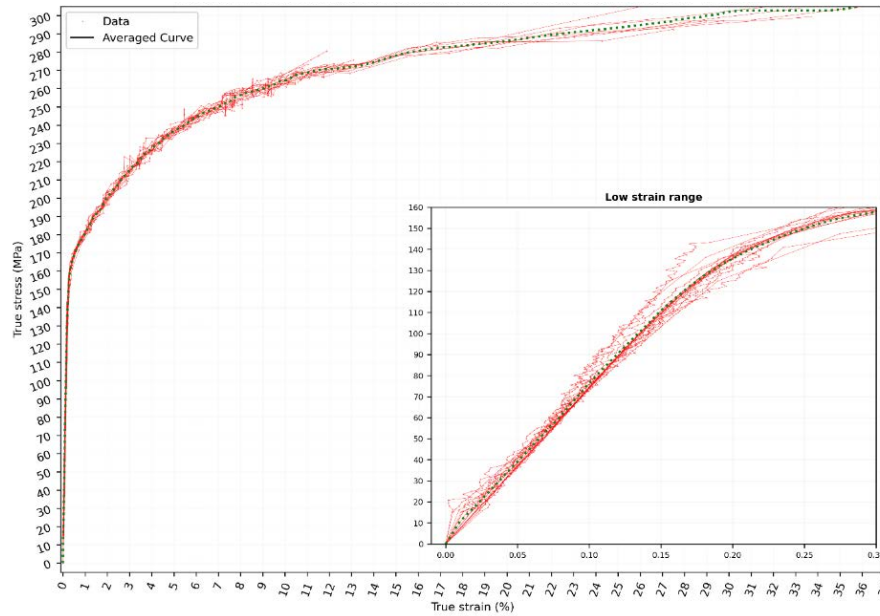


Abbildung 71: Zugversuch EN AW 5754 H22 (RT)

Ebenfalls wurden Zugversuche an Aluminiumrohren EN AW 3103 (AlMn1, Haarnadelbögen in Klimaanlage) durchgeführt. Die an den Rohren durchgeführten Zugversuche liefern die für den Anwendungsfall Klimaanlage benötigten Werkstoffkennwerte des Rohrmaterials unter Berücksichtigung des Fertigungszustand. Durch die Biegung der Haarnadelbögen liegt im Rohrquerschnitt ein ungleichmäßiger Vorverformungszustand mit Zug und Druckseite vor; die Zugversuche wurden daher an definierten Entnahmepositionen durchgeführt, um den Einfluss der Vorverformung auf die Fließgrenze und auf die Duktilität zu erfassen. Die Ergebnisse gehen zusammen mit den Endblechkennwerten (EN AW 5754 H22) in die Simulation des Druckwechselprüfstands ein und erlauben die Bewertung der Spannungs- und Dehnungsverteilung im Fügebereich zwischen Rohr und Endblech unter zyklischer Innendruckbelastung.

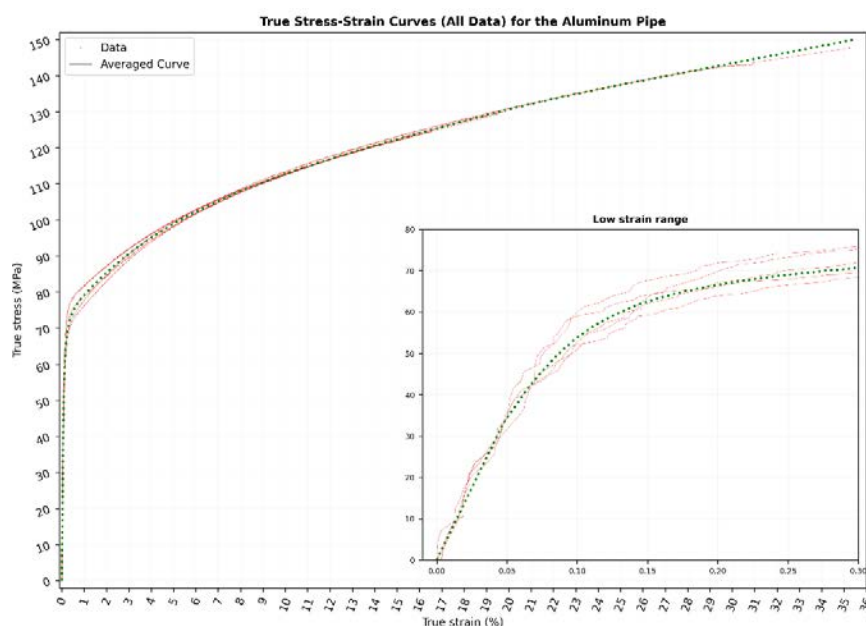


Abbildung 72: Zugversuch an Aluminiumrohren EN AW3103 (AlMn1)

Der im Rahmen von AP 5 in Zusammenarbeit mit dem Industriepartner Konvekta realisierte Druckwechselprüfstand ermöglicht die mehrachsige Belastung bauteilnaher Proben durch zyklische Innendrucke mit überlagerter induktiver Erwärmung. Der Druck wird mittels Stickstoffs auf die Probe aufgebracht und kann hinsichtlich Druckamplitude, Mitteldruck und Frequenz frei parametrisiert werden. Der Induktor erzeugt das gewünschte Temperaturfeld im kritischen Bereich der Verbindung, während das Stereo-DIC-System die Verformung an der Probenoberfläche flächig und zeitsynchron zum Druckzyklus erfasst. Damit steht ein Prüfstand (Abbildung 73) zur Verfügung, der die im Betrieb einer Klimaanlage auftretenden kombinierten thermischen und druckinduzierten Beanspruchungen realitätsnah nachbildet.

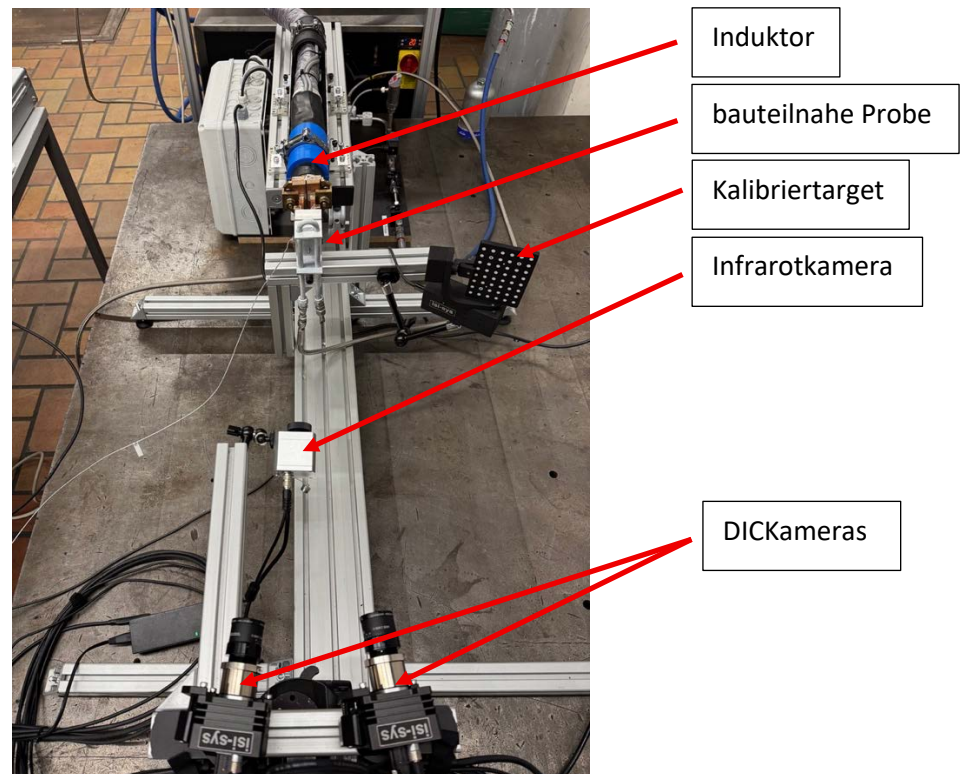


Abbildung 73: Druckwechselprüfstand

Abbildung 74 und Abbildung 75 zeigen Bauteilnahe Proben mit Haarnadelbogen (EN AW3103 (AlMn1)) und Endblech (EN AW 5754 H22) mit und ohne Lamellen.



Abbildung 74: Bauteilnahe Probe für Klimaanlage I



Abbildung 75: Bauteilnahe Probe für Klimaanlage II

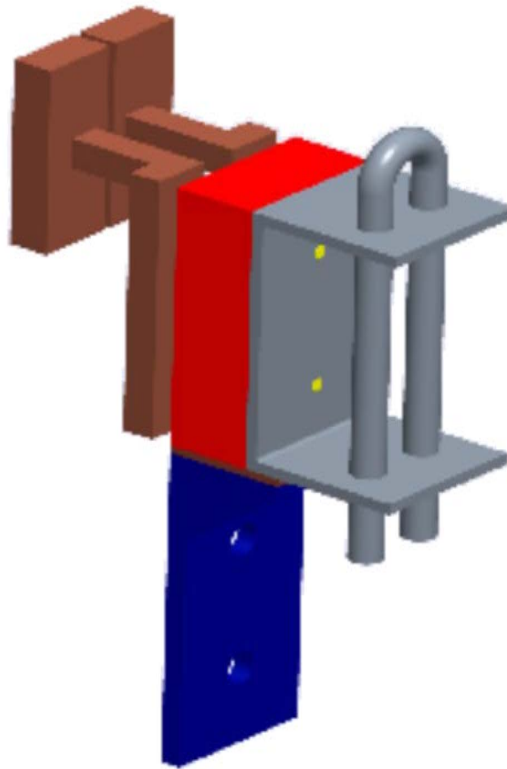


Abbildung 76: CAD-Abbildung des Versuchsaufbaus

Abbildung 77 zeigt die Druckwechseleinrichtung zur Aufbringung zyklischer Drücke mittels Stickstoffs. Die Einrichtung besteht im Wesentlichen aus einer Stickstoffversorgung (Gasflasche), einem elektronisch geregelten Druckregelventil, einem Hochdruck-Puffervolumen sowie der Druck und Temperatursensorik am Prüfling. Durch die Verwendung von Stickstoff als Druckmedium werden Sicherheits- und Kontaminationsrisiken minimiert und gleichzeitig ein reproduzierbarer, medienunabhängiger Druckaufbau ermöglicht. Die Druck und Temperaturdaten werden synchron mit den DICA-Aufnahmen erfasst, sodass die experimentellen Ergebnisse unmittelbar für die Validierung der zugehörigen FE-Modelle nutzbar sind.



Abbildung 77: Druckwechselprüfstand

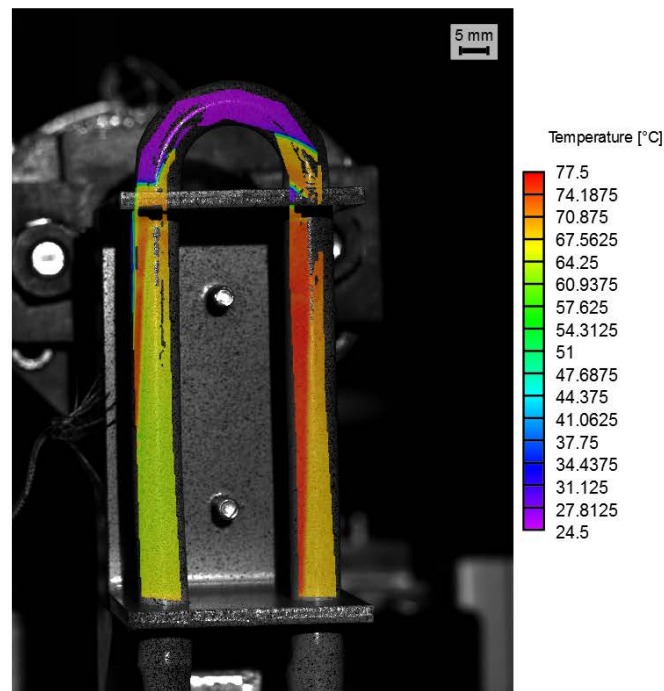


Abbildung 78: Temperaturfeld der Druckwechselprobe

Abbildung 78 zeigt die Temperaturverteilung der Druckwechselprobe. Der Stickstoff kühlt die Probe und bringt zyklisch die Drücke auf.

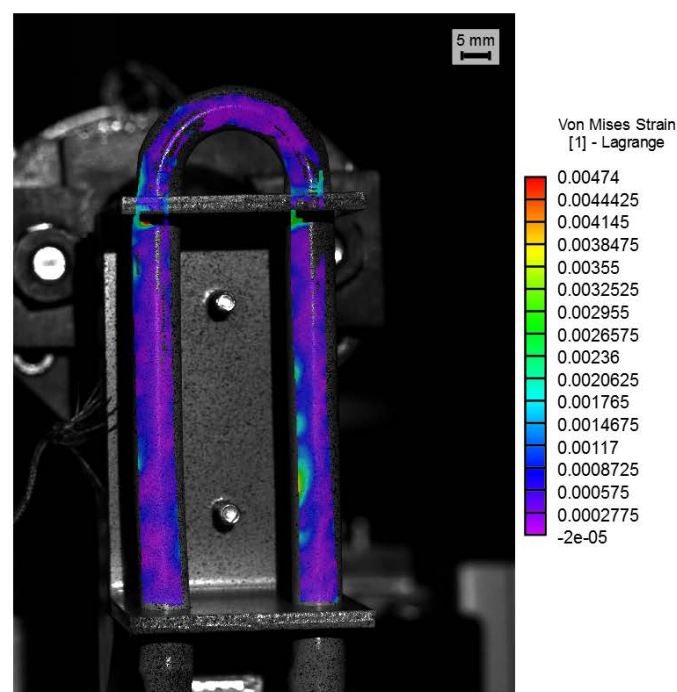


Abbildung 79: von Mises Dehnung der bauteilnahen Probe

Abbildung 79 zeigt die Dehnungsamplitude der bauteilnahen Probe die mittels DICMessung bestimmt wurde.

Im Rahmen von AP 5 wurde in Zusammenarbeit mit dem Industriepartner Konvekta ein Druckwechselprüfstand zur betriebsnahen Untersuchung bauteilnaher Proben aufgebaut und in Betrieb genommen. Der Prüfstand ermöglicht die zyklische Beaufschlagung der Proben mit Innendruck mittels Stickstoff sowie die überlagerte induktive Erwärmung des kritischen Verbindungsbereichs. Druckamplitude, Mitteldruck und Frequenz können dabei frei parametrisiert werden. Die Verformungen an der Probenoberfläche werden mit einem Stereo-DIC-System flächig und zeitsynchron zum Druckzyklus erfasst, sodass die resultierenden Messdaten für die Validierung der zugehörigen FE-Modelle genutzt werden können.

Aufgrund verzögerter Lieferungen einzelner Anlagenkomponenten konnte der Prüfstand erst gegen Ende des Berichtszeitraums vollständig in Betrieb genommen werden. Die Funktionsfähigkeit der Druckwechsel und Erwärmungseinrichtung sowie der synchronen Messdatenerfassung wurde im Rahmen erster Inbetriebnahmeversuche nachgewiesen. Damit steht nun ein Prüfstand zur Verfügung, mit dem die im Betrieb von Klimaanlage auftretenden kombinierten thermischen und druckinduzierten Beanspruchungen realitätsnah abgebildet und in weiterführenden Versuchsreihen systematisch untersucht werden können.

Zusammenfassend zeigen die thermomechanischen Versuche an den bauteilnahen Proben für Ladeluftkühler, dass die geometrische Auslegung (insbesondere der Löttradius und der Einspannbereich), das Temperaturniveau und die Verfahrgeschwindigkeit der Zugprüfmaschine einen deutlichen Einfluss auf die erreichte Lebensdauer haben.

Bei Temperaturen oberhalb von etwa 210°C tritt neben der zyklisch-plastischen Ermüdung ein zunehmend dominanter Kriechanteil auf, der sich in der Fraktografie unter anderem als interkristallines Versagen widerspiegelt und zu einer deutlichen Verkürzung der Lebensdauer führt. Für die gewählte Legierung EN AW 3003 liegen damit sowohl bauteilnah gemessene Lebensdauern als auch die zugehörigen lokal bestimmten Dehnungs- und Temperaturverläufe vor.

Für den Anwendungsfall Klimaanlage wurden die bauteilnahen Proben mit Haarnadelbogen (EN AW 3103) und Endblech (EN AW 5754 H22), mit und ohne Lamellen, im Druckwechselprüfstand unter zyklischer Innendruckbelastung bei überlagerter induktiver Erwärmung untersucht. Die zugehörigen Zugversuche an Endblech und Rohrmaterial liefern die Eingangsdaten für die begleitenden Simulationen. Damit stehen für beide Anwendungsfälle (Ladeluftkühler und Klimaanlage) bauteilnahe Versuchsergebnisse zur Verfügung, die in AP 8 zur Kalibrierung und Validierung des Lebensdauermodells nach FKM-Nichtlinear herangezogen werden.

1.7 Arbeitspaket 7: Erweitertes Forschungsdatenmanagement

Im Rahmen des Projekts wurde ein strukturiertes Forschungsdatenmanagement umgesetzt, um die im Projekt erzeugten Werkstoff und Versuchsdaten systematisch zu erfassen, zu dokumentieren und für eine spätere Nachnutzung bereitzustellen. Hierzu wurden die experimentellen Daten aus den quasistatischen Zugversuchen, den isothermen Ermüdungsversuchen sowie den metallographischen und fraktographischen Untersuchungen gemeinsam mit den zugehörigen Metadaten strukturiert erfasst und dokumentiert.

Die Verwaltung der Forschungsdaten erfolgt über die Forschungsdatenmanagementplattform openBIS. Neben den eigentlichen Messdaten werden dort auch die zugehörigen Metadaten, wie Werkstoff, Probengeometrie, Prüftemperatur, Versuchsparameter sowie Auswerteergebnisse und Mikroskopieaufnahmen, abgelegt, siehe Abbildung 80 und Abbildung 81. Dadurch ist eine eindeutige Zuordnung zwischen Rohdaten, Auswertungen und den im Projekt erstellten Diagrammen und Berichten gewährleistet.

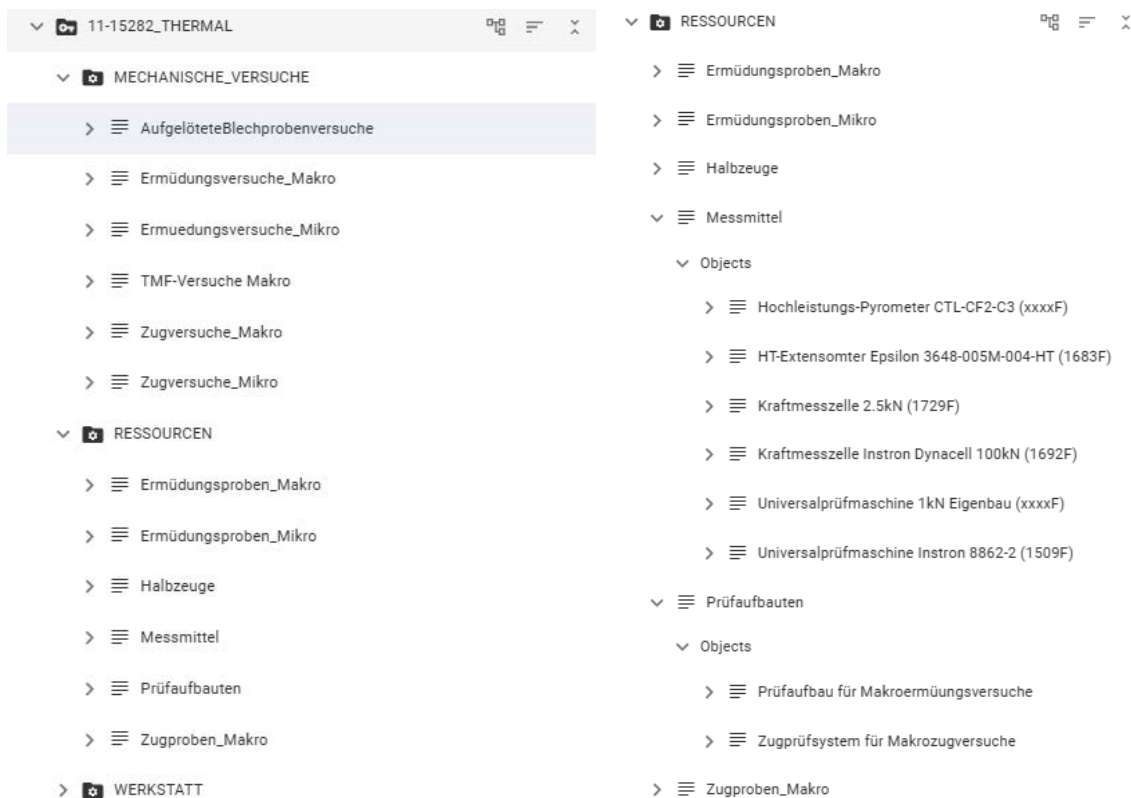


Abbildung 80: Ausschnitt aus dem elektronischen Labornotebook openBis. Links: Übersicht der angelegten Versuchsserien und Ressourcen. Rechts: Angelegte Messmittel und Prüfaufbauten

Zur Bereitstellung der Projektergebnisse werden die in openBIS verwalteten Forschungsdaten nach Abschluss des Projekts in einem standardisierten Exportformat zusammengeführt und über ein geeignetes externes Datenrepositorium veröffentlicht. Dadurch wird eine langfristige Verfügbarkeit der im Projekt gewonnenen Werkstoffkennwerte und Versuchsdaten sowie deren Nachnutzung durch Forschung und Industrie ermöglicht.

Durch die strukturierte Erfassung, Dokumentation und Bereitstellung der Forschungsdaten wird eine nachvollziehbare und reproduzierbare Nutzung der Projektergebnisse sichergestellt. Gleichzeitig schafft das Forschungsdatenmanagement die Grundlage für die Weiterverwendung der im Projekt gewonnenen Werkstoffdaten in zukünftigen Forschungs und Entwicklungsprojekten.

G72.STRAIN_CONTROLLED_TM_F_EXPERIMENT: AZJ2-180da62

Folder | Set | Other | Dataset | Edit | More ...

Details | Files

▼ Prefilled by project manager/Versuchsbedingungen

Name:
AZJ2-180da62

T_max im Zyklus:
180

T_min im Zyklus:
60

Strain range in %Dehnungsbreite in %:
1.2

R ratio:
-1

Temperature phase angle in degree:
25

▼ Medium

Test Medium/test medium:
Lub oil

▼ Probenverknüpfung/Testpiece link

Proben/testpiece:
/IT-15302_THERMALRESSOURCES/074.AXIAL_TESTPIECE_53309 #02661 (AZJ2-42)

▼ Vor dem Versuch/before experiment

Prüfmaschine/test setup:
/073INSTITUTE_VISIBLE/IVM GENERIC_TEST_SETUP_55713 (Invent 880-2 FATIGUE)

Prüfdatum/date of experiment:
2020-01-28

Prüfer/Test technician:
edcm

▼ Gültigkeit/test validity

Fehlerversuch/failure:
false

▼ Nach Versuchsende/After experiment

Approximate cycles to failure/ungefähre Zykluszahl zum Versuchsende:
620

Specimen status:
Broken (specimen in two pieces)

Failure location of the testpiece:
A (in the gauge)

▼ Data Sets

Abbildung 81: Ausschnitt aus dem elektronischen Labornotebook openBis. Einträge des TMF-Versuchs AZJ2-180da62 einer Makroprobe

1.8 Arbeitspaket 8: Lebensdauermodell

Berechnungsalgorithmen

Das in diesem Abschnitt beschriebene Lebensdauermodell geht auf die FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [10] zurück. Der Ermüdungsfestigkeitsnachweis nach [10] mit den zuletzt durchgeführten Erweiterungen [11] gilt im Kurzzeitfestigkeits-, Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitsbereich, auch bei Vorliegen lokaler plastischer Verformungen an der nachzuweisenden Stelle, wie z.B. im Kerbgrund, für Bauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen. Als Versagenskriterium wird ein technischer Anriss mit einer Länge von 0,25 mm bis 3 mm angegeben. Die nachfolgend verwendeten Gleichungen und Nomenklatur sind konform mit der ersten Ausgabe der FKM-Richtlinie „Nichtlinear“ [10]. Bei der Berücksichtigung des Temperatureinflusses auf die Werkstoff-Wöhlerlinien wird auch auf die FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis“ [12] verwiesen.

In der Ermüdungsfestigkeitsbewertung nach [10] wird im Allgemeinen die mit elastisch-plastischen Analysen bestimmte von Mises-Spannung (Gestaltänderungsenergiehypothese) verwendet

$$\sigma_{GH} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)}, \quad (12)$$

wobei deren Schwingbreite unter Berücksichtigung des Vorzeichens (sign-Funktion) der hydrostatischen Spannung

$$\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \quad (13)$$

ermittelt wird. Die von Mises-Spannung für einen Zeitpunkt innerhalb eines Lastwechsels wird durch

$$\sigma_V = \text{sign}(\sigma_h) \sigma_{GH} \quad (14)$$

mit

$$\text{sign}(\sigma_h) = \begin{cases} +1 & \text{für } \sigma_h \geq 0 \\ -1 & \text{für } \sigma_h < 0 \end{cases} \quad (15)$$

definiert.

Sollen lediglich linear-elastisch Spannungsberechnungen für ein Bauteil vorliegen, ermöglichen die Algorithmen von [10] eine Umrechnung der elastischen Vergleichsspannung in eine äquivalente elastisch-plastische Spannungs-Dehnungs-Hysteresese. Hierbei wird das Kerbnäherungsverfahren nach Neuber zusammen mit der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (ZSDK) des jeweiligen Werkstoffs verwendet.

Die ermittelten Spannungs- und Dehnungsamplituden σ_a, ε_a sowie die Mittelspannung σ_m bestimmen den maßgebenden Schädigungsparameter P_{RAM} (Abk. RAM: Research Association for Mechanical Engineering bzw. auf Deutsch: Forschungskuratorium Maschinenbau):

$$P_{RAM} = \begin{cases} \sqrt{(\sigma_a + k\sigma_m)\varepsilon_a E} & \text{für } (\sigma_a + k\sigma_m) \geq 0 \\ 0 & \text{für } (\sigma_a + k\sigma_m) < 0 \end{cases} \quad (16)$$

Mit dem Koeffizienten k bzw. einem daraus abgeleiteten Parameter M_σ wird der Mittelspannungseinfluss berücksichtigt:

$$k = \begin{cases} M_\sigma(2 + M_\sigma) & \text{für } \sigma_m \geq 0 \\ \frac{M_\sigma}{3} \left(2 + \frac{M_\sigma}{3}\right) & \text{für } \sigma_m < 0 \end{cases} \quad (17)$$

Bei $k = 0$ ergibt sich aus Gl. (17) die ursprüngliche Definition des Schädigungsparameters P_{SWT} nach Smith,

Watson und Topper [13].

Der Parameter M_σ wird nach Gl. (18) berechnet

$$M_\sigma = a_M \cdot 10^{-3} \cdot \frac{R_m}{MPa} + b_M, \quad (18)$$

wobei a_M und b_M werkstoffabhängige Konstanten sind, Tabelle 4.

Tabelle 4 Werkstoffabhängige Konstanten für Berechnungen nach [10].

Parameter	Werkstoffgruppe		
	Stahl	Stahlguss	Aluminiumknetlegierung
Parameter zur Abschätzung der zyklischen Spannungs-Dehnung-Kurve			
E -Modul [MPa]	206.000	206.000	70.000
n'	0,187	0,176	0,128
a_σ	3,1148	1,732	9,12
a_ε	1033	0,847	895,9
b_σ	0,897	0,982	0,742
b_ε	-1,235	-0,181	-1,183
$\varepsilon_{\text{grenz}}$	0,338	∞	∞
Parameter zur Abschätzung der Stützzahl n_σ			
k_{st}	30	15	20
$R_{m,bm}$ [MPa]	680	680	270
Parameter zur Abschätzung des Rauheitsfaktors $K_{R,P}$			
$a_{R,P}$	0,27	0,25	0,27
$b_{R,P}$	0,43	0,42	0,43
$R_{m,N,\min}$ [MPa]	400	400	133
Faktor $f_{2,5\%}$ zur Absenkung der Wöhlerlinie auf $P_A = 2, 5\%$			
experimentell	0,86	0,68	0,88
geschätzt	0,71	0,51	0,61
Parameter zur Abschätzung der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie			
$a_{p,z}$	20	25,56	16,71
$b_{p,z}$	0,587	0,519	0,537
d_1	-0,302	-0,289	-0,238
d_2	-0,197	-0,189	-0,167
Parameter zur Abschätzung der Dauerfestigkeit			
$a_{p,D}$	0,82	0,46	0,30
$b_{p,D}$	0,92	0,96	1,00
Parameter zur Abschätzung der Mittelspannungsempfindlichkeit			
a_M	0,35	0,35	1,0
b_M	-0,1	0,05	-0,04

Die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve kann mit experimentellen Messungen ermittelt werden. Liegen solche Messungen nicht vor, wird in [10] eine Abschätzung der ZSDK mit dem Ansatz nach Ramberg und Osgood

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (19)$$

ermöglicht. Der Elastizitätsmodul E kann experimentell ermittelt oder abgeschätzt werden. Für eine Aluminiumknetlegierung bei Raumtemperatur wird ein Wert von $E = 70$ GPa verwendet werden, Tabelle 4. Für die Abschätzung des zyklischen Verfestigungskoeffizienten K' und des Exponenten n' gilt

$$K' = \frac{a_\sigma \cdot \left(\frac{R_m}{\text{MPa}}\right)^{b_\sigma}}{\left\{ \min \left[\varepsilon_{\text{grenz}}; a_\varepsilon \cdot \left(\frac{R_m}{\text{MPa}}\right)^{b_\varepsilon} \right] \right\}^{n'}} \quad (20)$$

Die Parameter $a_\sigma, b_\sigma, a_\varepsilon, b_\varepsilon, \varepsilon_{\text{grenz}}$ sind Tabelle 4 zu entnehmen.

Gl. (20) gilt lediglich für die Beschreibung der Erstbelastungskurve. Weitere Hysterese-Schleifen werden nach dem Masing-Ansatz [14]

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \sigma}{E} + 2 \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (21)$$

ermittelt. Bei Beanspruchungen mit variablen Amplituden wird das zyklische Werkstoffverhalten durch Memory-Effekte berücksichtigt, siehe hierzu [10].

Ein Spannungsgradient an einer Nachweisstelle wird mittels werkstoffmechanischer Stützzahl berücksichtigt

$$n_\sigma = n_{st} n_{bm} \quad (22)$$

die sich aus der statistischen Stützzahl n_{st} und der bruchmechanischen Stützzahl n_{bm} ergibt. Die statistische Stützzahl wird durch die hochbeanspruchte Oberfläche des Bauteils A_σ mit

$$n_{st} = \left(\frac{A_{ref}}{A_\sigma} \right)^{\frac{1}{k_{st}}} \quad (23)$$

Bestimmt. Hierbei entspricht der Wert von $A_{ref} = 500 \text{ mm}^2$ der Oberfläche eines Referenzvolumens einer zylindrischen Rundprobe mit einem Durchmesser von 8 mm und einem zylindrischen Teil von 20 mm Länge. Der Weibull-Exponent k_{st} hängt von der Werkstoffgruppe ab. Für Aluminiumknetlegierungen gilt $k_{st} = 20$, siehe Tabelle 4.

Die bruchmechanische Stützzahl ergibt sich nach

$$n_{bm} = \max\{\bar{n}_{bm}; 1\} \quad (24)$$

mit

$$\bar{n}_{bm} = \frac{5 + \sqrt{\bar{G} \cdot [\text{mm}]}}{\bar{k}}, \quad \bar{k} = 5n_{st} + \frac{R_m}{R_{m,bm}} \sqrt{\frac{7.5 + \sqrt{\bar{G} \cdot [\text{mm}]}}{1 + 0,2\sqrt{\bar{G} \cdot [\text{mm}]}}} \quad (25)$$

Das bezogene Spannungsgefälle (Einheiten 1/mm) ergibt sich aus Ergebnissen FE-Analysen des Bauteils, z.B. aus den Spannungswerten an zwei benachbarten Knoten oder Integrationspunkten. Eine Einleitung hierzu ist in [12] enthalten. Die Referenzzugfestigkeit beträgt $R_{m,bm} = 270$ MPa für Aluminiumwerkstoffe, Tabelle 4.

Der Rauheitsfaktor ergibt sich nach

$$K_{R,P} = \left[1 - a_{R,P} \cdot \lg\left(\frac{R_z}{\mu\text{m}}\right) \cdot \lg\left(\frac{2 \cdot R_m}{R_{m,N,min}}\right) \right]^{b_{R,P}}, \quad (26)$$

wobei R_z (Einheiten μm) die mittlere Rauheit der Oberfläche des Bauteils und R_m die Zugfestigkeit des Werk-

stoffs im Bauteil sind. Die Parameter $a_{R,P}$, $b_{R,P}$ und die minimale Zugfestigkeit der jeweiligen Werkstoffgruppe $R_{m,N,min}$ sind Tabelle 4 zu entnehmen. Für eine polierte Oberfläche gilt $K_{R,P} = 1$.

Zur Anpassung der Wöhlerlinie auf eine Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_A = 2,5\%$ wird ein Faktor $f_{2,5\%}$ verwendet, Tabelle 4. Dieser hängt von der Werkstoffgruppe sowie davon ab, ob die ZSDK und die Schädigungsparameter-Wöhlerlinie abgeschätzt oder experimentell bestimmt wurden.

Des Weiteren wird ein Teilsicherheitsfaktor γ_M in Abhängigkeit von der Ausfallwahrscheinlichkeiten P_A herangezogen. Es gilt

$$\gamma_M = \begin{cases} 1,20 & \text{für } P_A = 10^{-4} \\ 1,35 & \text{für } P_A = 10^{-5} \end{cases} \quad (27)$$

Für die Umrechnung der Werkstoff-Wöhlerlinie auf die Bauteil-Wöhlerlinie wird ein Korrekturfaktor verwendet:

$$f_{RAM} = \frac{\gamma_M}{n_\sigma \cdot f_{2,5\%} \cdot K_{R,P}} \quad (28)$$

Die Bauteil-Wöhlerlinie ergibt sich somit zu

$$N = \begin{cases} 10^3 \cdot \left(f_{RAM} \cdot \frac{P_{RAM}}{P_{RAM,Z}} \right)^{\frac{1}{d_1}} & \text{für } P_{RAM} \geq P_{RAM,Z} \cdot f_{RAM}^{-1} \\ 10^3 \cdot \left(f_{RAM} \cdot \frac{P_{RAM}}{P_{RAM,Z}} \right)^{\frac{1}{d_2}} & \text{für } P_{RAM} < P_{RAM,Z} \cdot f_{RAM}^{-1} \end{cases} \quad (29)$$

Hierbei ist $P_{RAM,Z}$ die Stützstelle im Zeitfestigkeitsbereich

$$P_{RAM,Z} = a_{P,Z} \cdot \left(\frac{R_m}{\text{MPa}} \right)^{b_{P,Z}} \quad (30)$$

Die Parameter d_1 , d_2 , $a_{P,Z}$, $b_{P,Z}$ sind Tabelle 4 zu entnehmen.

Die Dauerfestigkeit wird mit

$$P_{RAM,D} = a_{P,D} \cdot \left(\frac{R_m}{\text{MPa}} \right)^{b_{P,D}} \quad (31)$$

abgeschätzt.

Nach der Berechnung der Schädigungsparameter-Wöhlerlinie für das Bauteil nach Gl. (29) und des Beanspruchungsparameters P_{RAM} nach Gl. (16) wird für jedes Schwingspiel mit n_i Wiederholungen eine der Wöhlerlinie entsprechende ertragbare Lebensdauer N_i und die daraus resultierende Schädigung

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad (32)$$

bestimmt. Die Schadenssumme eines Durchlaufs mit der Nummer j ergibt sich zu

$$D_j = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (33)$$

Das Versagen (technischer Anriss) tritt bei einer kritischen Schadenssumme von

$$D = \sum_j D_j = 1 \quad (34)$$

auf.

Schädigungsparameter-Wöhlerlinien für Projektwerkstoff

Die Ergebnisse der in Abschnitt 1.1 durchgeführten isothermen Ermüdungsversuche sind in Abbildung 82 als Dehnungs-Wöhlerlinien und in Abbildung 83 als P_{RAM} -Wöhlerlinien dargestellt. Wie aus dem Vergleich von Abbildung 82b und Abbildung 83a ersichtlich, lassen sich mittels P_{RAM} -Parameters die Ergebnisse bei unterschiedlichen Dehnungsverhältnissen in einen schmalen Streuband einordnen.

Abbildung 83a vergleicht die experimentell bestimmten Lebensdauern von Mikroproben mit den nach der FKM-Richtlinie Nichtlinear abgeschätzten Werten. Hierbei wurden die im vorherigen Abschnitt beschriebenen Algorithmen nach [10] angewendet, wobei der Temperatureinfluss allein durch die Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit berücksichtigt wurde. Eine direkte Anwendung der Methodik nach [10] führt zu nichtkonservativer Lebensdauerbewertung mit teilweise signifikanten Überschätzungen der Lebensdauer.

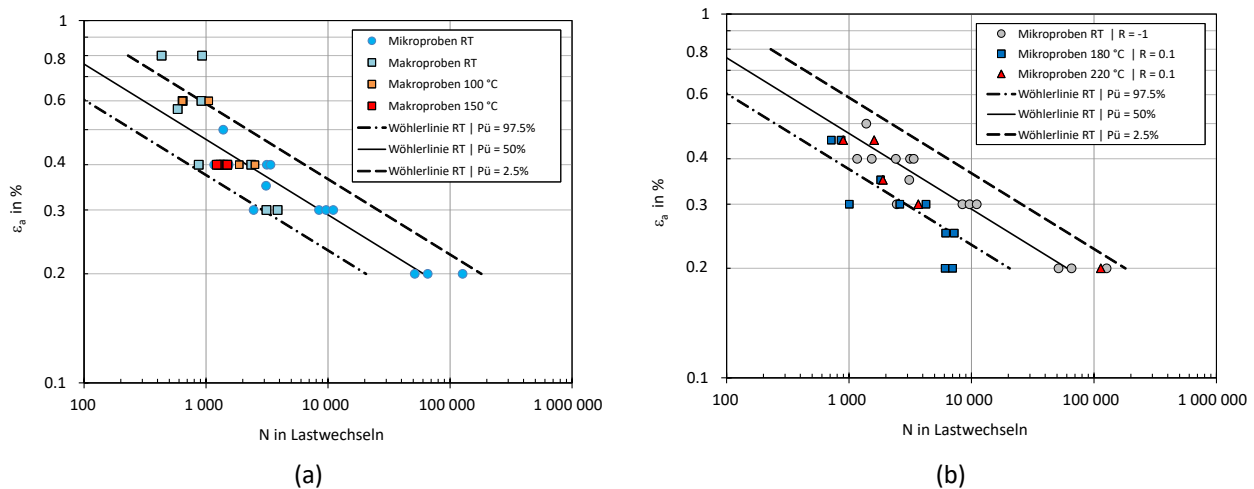


Abbildung 82: Dehnungs-Wöhlerlinien für isotherme Ermüdungsversuche (Abschnitt 1.1): a) Makro- und Mikroproben, RT bis 150 °C, Dehnungsregelung, $R_\epsilon = -1$, Auswertung der Wöhlerlinien nach DIN 50100; b) Mikroproben, RT bis 220 °C, Dehnungsregelung mit $R_\epsilon = -1$ bei RT, mit $R_\epsilon = -0,1$ bei 180 °C bzw. 220 °C – Vergleich mit Dehnungs-Wöhlerlinien bei RT.

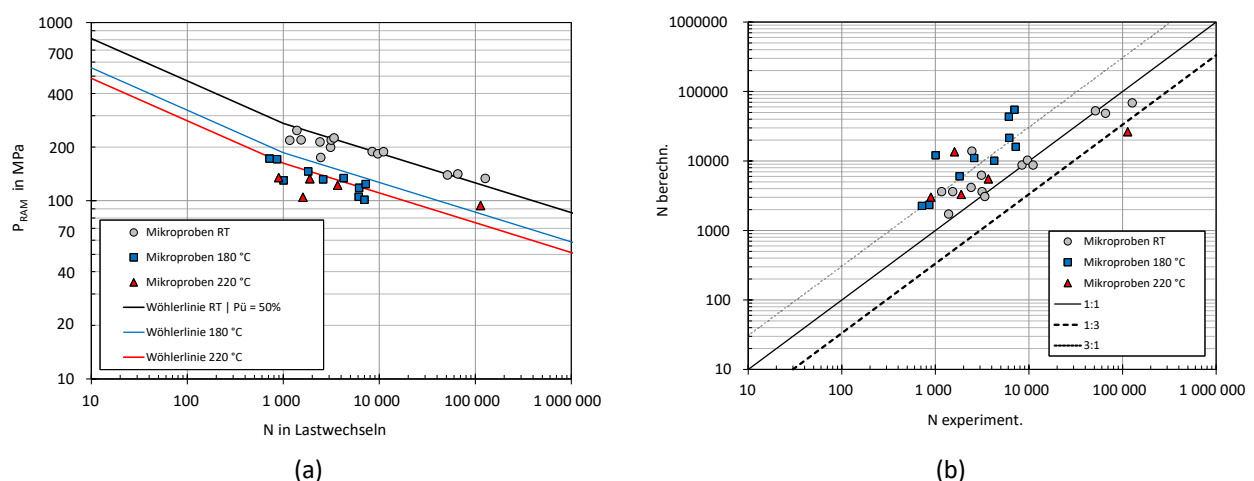


Abbildung 83: a) P_{RAM} -Wöhlerlinien für isotherme Ermüdungsversuche an Mikroproben, RT bis 220 °C; b) experimentelle Lebensdauern im Vergleich zur Abschätzungen nach [10].

Um diesem Effekt entgegenzuwirken, wird in Anlehnung an [12] ein Temperaturfaktor eingeführt. Dabei bewirkt der Temperaturfaktor in [12] eine Absenkung der Wöhlerlinien im Dauerfestigkeitsbereich und ist bei Aluminiumwerkstoffen an 50 °C wirksam. Für die Anwendung im Rahmen des nichtlinearen Nachweises wird im aktuellen Bericht eine Absenkung der Wöhlerlinien in Bezug auf den Zeitfestigkeitsbereich als Korrektur der Gl. (30) vorgeschlagen:

$$P_{RAM,Z} = k_T \cdot a_{P,Z} \cdot \left(\frac{R_m}{\text{MPa}} \right)^{k_T \cdot b_{P,Z}}. \quad (35)$$

Die Auswertung der aktuellen Versuchsdaten im Temperaturbereich von RT (20 °C) bis 220 °C ergibt eine Schätzung des Temperaturfaktors von

$$k_T = 1 - 3 \cdot 10^{-4} (T - 20) \quad (36)$$

mit T in °C.

Unter Anwendung der Korrektur nach Gl. (35) und Gl. (36) ergibt sich in Abbildung 84 eine verbesserte Prognosegüte des Lebensdauermodells. Dabei liegen die meisten Punkte in einem 9-fachen Streuband, nahezu gleichmäßig verteilt in Bezug auf die 1:1-Linie. Als Ausreißer sind eine Mikroprobe bei RT (nichtkonservative Lebensdauerprognose) sowie eine Mikroprobe bei 220 °C (deutlich konservative Lebensdauerprognose) zu erkennen.

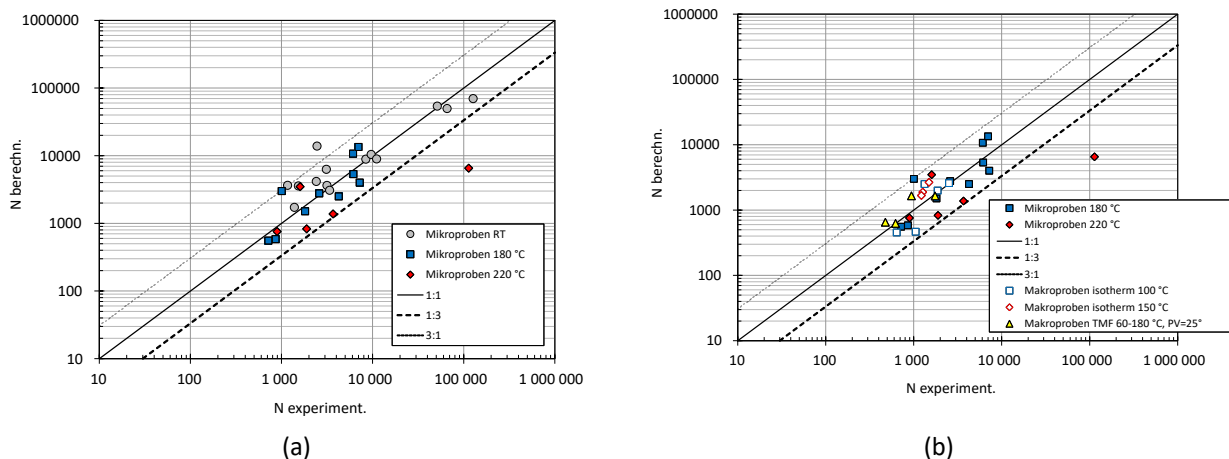


Abbildung 84: Experimentell und rechnerisch ermittelte Lebensdauern in isothermen und TMF-Versuchen: a) Mikroproben, isotherme Versuche bei RT bis 220 °C; b) Mikro- und Makroproben, isotherme Versuche bei 100 °C bis 220 °C sowie TMF-Versuche mit Phasenverschiebung von 25°. Korrekturvorschlag zur Berücksichtigung des Temperatureinflusses nach Gl. (35) und Gl. (36).

1.9 Arbeitspaket 9: Berücksichtigung der Lötverbindung

Die Lötverbindung ist sehr viel komplexer als ursprünglich angenommen, da sich die Lötschicht, anders als bei den lötsimulierten Blechen, beim Lötprozess nicht immer vollständig auflöst. Aufgrund der überragenden Bedeutung der Lötschicht für den Wärmeübergang im Kühler und damit für den Wirkungsgrad soll dieses Problem in einem Folgevorhaben untersucht werden. Dies ist insbesondere auch deshalb von großem Interesse, da bei den Klimaanlage eine verwandte Problematik in verstärktem Maße auftritt. Die Kühl lamellen werden aufgepresst, und es ist deshalb anzunehmen, dass die Verbindung zwischen Kühlrohr und Lamelle unter Wechselbelastung im Betrieb eine Schwachstelle darstellt. Aufgrund der Komplexität der beiden Fügeprozesse und der gleichzeitigen hohen Bedeutung für den Wirkungsgrad der Wärmetauscher wurde dieser Arbeitspunkt auf den Folgeantrag verschoben.

1.10 Arbeitspaket 10: Validierung des Lebensdauermodells

Bei Antragstellung wurde davon ausgegangen, dass das FKM-Modell erweitert werden kann, um die Lebensdauern bei thermomechanischer Belastung vorherzusagen. Im Verlauf des Vorhabens zeigte sich, dass dies für Proben mit einachsiger Belastung möglich ist. In Wärmetauschern und bei den untersuchten bauteilnahen Proben herrscht aber eine mehrachsige Belastung, die sich im Laufe der thermozyklischen Beanspruchung aufgrund von Verfestigungs- und Entfestigungsvorgängen ändert. Dies wird von dem vorgeschlagenen Lebensdauermodell, das auf der Basis der FKM-Richtlinie entwickelt wurde (siehe Arbeitspaket 8: Lebensdauermodell), nicht erfasst.

Andererseits stimmen die Lebensdauerwerte, die mit den bauteilnahen Proben ermittelt wurden, gut mit den Betriebsdaten, die von einem Mitglied des PAs zur Verfügung gestellt wurden, überein. Da es sich hierbei um firmeninterne Daten handelt, können die entsprechenden Auswertungen nicht in diesem Bericht dargestellt werden. Mehrere Versuchsreihen, die mit der Firma AKG nach Abschluss des Vorhabens durchgeführt wurden, bestätigen aber diesen Befund. Die Tatsache, dass das im geförderten Vorhaben entwickelte Prüfverfahren weiterhin in Zusammenarbeit mit der Industrie angewendet wird, bestätigt die wirtschaftliche Relevanz der durchgeführten Forschungsarbeiten und ist ein schönes Beispiel für den erfolgreichen Transfer der Ergebnisse in die Praxis.

Ebenfalls nach Abschluss des Vorhabens wurde ein Projekt in Zusammenarbeit mit einem Mitglied des PAs initiiert, in dem die versucht werden soll, die vorhandenen thermomechanischen Ermüdungsdaten mit einem Machine-learning basierten Modell zu erfassen. In einem anderen Projekt in Zusammenarbeit mit dem Institute for Physics of Materials, Brno, Tschechien, war es gelungen, mit einem solchen Modell Ermüdungsdaten zu beschreiben, die mit einer Reihe von Versuchen mit unterschiedlichem Mehrachsighkeitsgrad ermittelt worden waren. Obwohl das Modell vom Ansatz her rein datengetrieben war, ließ sich die abgeleitete Lebensdauerrelation physikalisch interpretieren. Diese Ergebnisse sind zur Publikation eingereicht. Die entwickelte Methodik soll nun auf die im Projekt ermittelte Datenbasis angewendet werden.

2 Verwendung der Zuwendung

Personalausgaben (Einzelansatz A des Finanzierungsplans)

FS1 (iaf-mt)	2023	2024	2025	2026	Σ
A.1 Wissenschaftli- cher Mitarbeiter	1 PM	11,5 PM	15,47 PM	2 PM	30 PM
A.3 Studentische Hilfskraft	64 h	430 h	731 h	132 h	1356 h

FS2 (IWM)	2023	2024	2025	2026	Σ
A.1 Wissenschaftli- cher Mitarbeiter	6,89 PM	8,19 PM	4,75 PM	0,18 PM	20 PM
A.2 Übriges Fachper- sonal	2,52 PM	2,77 PM	2,06 PM	0 PM	7,35 PM
A.3 Studentische Hilfskraft	0 PM	3,28 PM	2,44 PM	0 PM	5,72 PM

Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)

FS1 (iaf-mt)	2023	2024	2025	2026	Σ
IR-Erweiterung DIC*		€ 10159,03			€ 10159,03

*aufgrund von Lieferschwierigkeiten wurde die IR-Erweiterung erst in 2026 bezahlt, das Gerät wurde in 2024 als Leihgerät von der Fa. Isisys zur Verfügung gestellt.

Der Prüfstand zur Durchführung der Versuche wurde durch die Uni-Werkstätten gefertigt, die Abrechnung erfolgte über die D-Pauschale. Die für den Prüfstand vorgesehenen Mittel wurden zur Anschaffung einer IR-Erweiterung des bestehenden DIC-Systems verwendet, einen sehr wichtigen und notwendigen Bestandteil der im Projekt eingesetzten neuartigen Messverfahren. Mit Hilfe der Erweiterung war es möglich, die Temperaturverteilung in der Probe sowie das Dehnungsfeld unter Belastung zeitsynchron messen zu können. Hierdurch waren Rückschlüsse zur Schadensakkumulation und, mit laufendem Fortschritt der Simulationsmodelle, sogar Vorhersagen des Schadensortes möglich.

Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)

FS1 (iaf-mt): Es wurden wie geplant keine Leistungen Dritter in Anspruch genommen.

FS2 (IWM): Es wurden wie geplant keine Leistungen Dritter in Anspruch genommen.

3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die jüngsten Fortschritte im Bereich energieeffizienter Konstruktionen in der Automobil und Luftfahrtindustrie haben zu einer steigenden Nachfrage nach Bauteilen geführt, die sowohl durch geringes Gewicht als auch durch hohe Effizienz überzeugen. Um diesem Bedarf gerecht zu werden, wurden neue Fertigungstechniken entwickelt und leichtere Materialalternativen eingeführt. Heutzutage gelten Aluminiumlegierungen im Allgemeinen und plattierte Bleche aus Aluminiumlegierungen im Besonderen aufgrund ihrer geringen Dichte, hohen Wärmeleitfähigkeit, hohen Kosteneffizienz und hervorragenden Festigkeits-Gewichts-Verhältnisse weithin als Materialien der Wahl für Wärmetauscher. Die in Wärmetauschern verbauten Bleche verfügen über eine integrierte Lötsschicht (plattierte Lötsschicht), wodurch kein zusätzliches Füllmaterial erforderlich ist und die Bildung fester, langlebiger Verbindungen in Wärmetauscherbaugruppen erleichtert wird.

Dennoch ist ihre Anwendung nicht ohne Herausforderungen, da ihr hoher Wärmeausdehnungskoeffizient bei schnellen Temperaturschwankungen erhebliche lokale mechanische Spannungen erzeugen kann. Insbesondere sind Wärmetauscher thermomechanischen Belastungen ausgesetzt, die durch zyklische und räumlich inhomogene transiente Temperaturverteilungen während des Betriebs entstehen. Diese Bedingungen erzeugen komplexe thermomechanische Belastungszustände, die zu lokaler plastischer Verformung innerhalb der dünnen Bauteile führen können und im Laufe der Zeit zu Ermüdungsbrüchen bei niedrigen Zyklen führen können, wodurch die langfristige Leistung und Zuverlässigkeit beeinträchtigt wird. Daher ist thermomechanischer Ermüdungsbruch ein entscheidender Faktor für die Lebensdauer der Bauteile.

Traditionell erfordert die Lebensdauerbewertung von Wärmetauschern thermomechanische Ermüdungsprüfungen an realen Bauteilen unter realistischen Betriebsbedingungen. Eine häufig verwendete Methode zur Bewertung der Haltbarkeit von Wärmetauschern ist die Thermoschock-Ermüdungsprüfung, bei der ein Wärmetauscher in Originalgröße einer kontrollierten zyklischen thermischen Belastung ausgesetzt wird. Die Lebensdauer wird dann anhand der Anzahl der Zyklen vor dem Versagen bewertet, während die Temperaturverteilung und andere Schlüsselvariablen während der Prüfung gemessen werden. Diese Prüfungen sind zwar effektiv, jedoch in der Regel zeitaufwendig, energieintensiv und teuer. Der hohe Energiebedarf, der mit wiederholtem Erwärmen und Abkühlen verbunden ist, wirft zudem Bedenken hinsichtlich der ökologischen Nachhaltigkeit auf. Diese Methode kann aufgrund der erheblichen Energiekosten für große und leistungsstarke Wärmetauscher sogar unwirtschaftlich werden.

Ein alternativer Ansatz ist die Lebensdauerprognose, die auf zwei Schlüsselfaktoren beruht: der Identifizierung kritischer Stellen und der Quantifizierung der Belastungsbedingungen sowie der daraus resultierenden Verformung an diesen Stellen. Einerseits wird die Lebensdauer eines Bauteils typischerweise von seinem am stärksten beanspruchten oder schadensanfälligsten Bereich bestimmt, an dem Ausfälle in der Regel ihren Anfang nehmen. Andererseits bestimmen die Spannungs- und Dehnungszustände, denen das Material an diesen kritischen Stellen ausgesetzt ist, die Anzahl der Zyklen, die das Material vor dem Versagen aushalten kann. Solche detaillierten Informationen über die Geometrie und die Belastungsbedingungen ermöglichen zudem die Konstruktion repräsentativer Prüfkörper, die in der Lage sind, die kritischen Schadensmechanismen auf vereinfachte und kontrollierte Weise zu reproduzieren und gleichzeitig eine ausreichende Zuverlässigkeit für die Lebensdauerprognose zu gewährleisten.

Dieser Ansatz erfordert zwangsläufig eine Beschreibung der lokalen Spannungs-Dehnungs-Zustände und ihrer Entwicklung sowohl im realen Bauteil als auch im konstruierten Prüfkörper. Zudem ist das Verformungsverhalten der in Wärmetauschern verwendeten dünnen Aluminiumbleche komplex und umfasst mehrere

miteinander wechselwirkende Phänomene, darunter thermische Ausdehnung und Kontraktion, thermische Erweichung bei erhöhten Temperaturen, zyklische Verfestigung, durch wiederholte Belastung induzierte Mikrostrukturentwicklung und lokale plastische Verformung. Daher sind sehr detaillierte Informationen über das Verhalten des Materials unter zyklischer thermomechanischer Belastung bei verschiedenen Temperaturen erforderlich.

Es ist gängige Praxis, diese Informationen aus dehnungsgesteuerten thermomechanischen Versuchen mit zylindrischen Proben zu gewinnen. Diese Versuche stellen ein wesentliches Element von Lebensdauerbewertungsverfahren dar und sind für das Verständnis des Materialverhaltens von großer Bedeutung. Zylindrische Proben eignen sich jedoch besonders für Gusslegierungen, da die Proben direkt gegossen werden können. Im Gegensatz dazu sind flache Proben für Blechmaterial besser geeignet. Dehnungsgesteuerte Ermüdungsversuche erfordern jedoch eine gewisse Probensteifigkeit, um ein Knicken während der Kompression zu vermeiden.

Folglich können sehr dünne Bleche (Dicke deutlich unter 1 mm), wie sie in Wärmetauschern verwendet werden, nicht in einer Standardanordnung für Kurzzeit-Ermüdungsversuche geprüft werden. Dieses Problem verschärft sich bei hohen Temperaturen aufgrund des zunehmenden nichtlinearen Materialverhaltens noch weiter. Dickere Proben, die aus Materialrohlingen geschnitten werden, geben möglicherweise nicht den tatsächlichen Materialzustand im Bauteil wieder. Dieses bekannte Problem kann sich bei hartgelöteten Aluminium-Verbundblechen noch verschärfen, da die Mikrostruktur über die Dicke hinweg aufgrund der Lötsschicht variiert. Die Lösung für dieses Problem besteht darin, den Querschnitt der Probe so zu reduzieren, dass ein Seitenlängenverhältnis von etwa 1 erreicht wird.

4 Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten

Ziel dieses Projekts war die Entwicklung einer zuverlässigen Methodik zur Vorhersage der Lebensdauer von Wärmetauschern aus Aluminiumlegierungen, insbesondere solchen, die von KMU hergestellt werden. Der vorgeschlagene Ansatz zielt darauf ab, herkömmliche Vollkomponentenprüfungen durch eine wissenschaftlich validierte alternative Methode zu ersetzen und dadurch die Prüfkosten, den Zeitaufwand und den Energieverbrauch zu senken.

Neben diesen praktischen Ergebnissen lieferte das Projekt wertvolle Erkenntnisse über die strukturellen Eigenschaften und das mechanische Verhalten der eingesetzten Werkstoffe. Diese Erkenntnisse wurden systematisch analysiert und an die Projektpartner weitergegeben, um die weitere Entwicklung und industrielle Anwendung zu unterstützen; sie dürften auch den Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten von KMU zugutekommen, die vor ähnlichen Herausforderungen stehen. Infolgedessen wurden zwei kosteneffiziente Prüfverfahren für zwei unterschiedliche Arten von Wärmetauschern etabliert: solche, die aus dünnen, lötbaren Aluminium Plattierungsblechen hergestellt werden, und solche, die aus Aluminiumrohren gefertigt werden. Darüber hinaus wurden die notwendigen Voraussetzungen für die Durchführung realistischer und genauer Finite-Elemente-Methoden-Simulationen (FEM) bereitgestellt und an die Projektpartner weitergegeben, was verbesserte Fähigkeiten zur Vorhersagemodellierung und Simulation ermöglicht.

Die im Rahmen dieses Projekts entwickelte Methodik kombiniert gezielte experimentelle Prüfungen mit einem verbesserten Materialverständnis und Simulationsanforderungen und bietet damit einen effizienteren und skalierbaren Rahmen für die Lebensdauerbewertung. Einerseits bietet dieser Ansatz Vorteile für KMU, indem er systematische Prüfverfahren bereitstellt, bei denen der entworfene Prüfkörper als Maßstab für den Vergleich verschiedener Materialvarianten dienen kann, darunter Blechmaterialien für Wärmetauscher aus Aluminiumblechen und Rohrmaterialien für solche aus Aluminiumrohren, sowie für unterschiedliche thermomechanische Belastungsbedingungen, z. B. Temperaturniveaus. Andererseits bietet das gewonnene theoretische Wissen, das effektiv an die beteiligten KMU weitergegeben wurde, zwei wesentliche Vorteile: Erstens kann das kalibrierte Materialmodell verwendet werden, um die Spannung und Dehnung abzuschätzen, denen das Material unter Betriebsbedingungen ausgesetzt ist; zweitens kann auf der Grundlage dieser Spannungs-Dehnungs-Werte die erwartete Lebensdauer mit dem kalibrierten Modell aus der „FKM-Richtlinie Nichtlinear“ geschätzt werden. Die Ergebnisse wurden von den teilnehmenden KMU direkt genutzt und können als Grundlage für eine weitere Vertiefung des Verständnisses des spezifischen Problems dienen.

5 Wissenstransfer in die Wirtschaft

Der Wissenstransfer in die Wirtschaft war von Beginn des Vorhabens an integraler Bestandteil des Forschungsvorgehens und wurde während der gesamten Projektlaufzeit aktiv gestaltet. Die Übertragung der Ergebnisse in die industrielle Praxis erfolgte auf mehreren, aufeinander abgestimmten Wegen: über den projektbegleitenden Ausschuss (PA), über die direkte Zuarbeit von Industriepartnern zu einzelnen Arbeitspaketen, über wissenschaftliche Publikationen und Konferenzbeiträge sowie über die Integration der Ergebnisse in die universitäre Lehre und in das übergeordnete Datenmanagement (MaterialDigital).

Zentrales Element des kontinuierlichen Wissenstransfers waren die regelmäßigen Sitzungen des projektbegleitenden Ausschusses. Im Projektzeitraum vom 01.03.2023 bis zum Berichtszeitpunkt wurden insgesamt neun Sitzungen durchgeführt (PA 1 bis PA 9), an denen Vertreter der beteiligten Industriepartner – insbesondere KMU aus den Bereichen Ladeluftkühler und Klimaanlagefertigung, Werkstoffherstellung, Prüf und Messtechnik sowie Simulation – teilgenommen haben. In den Sitzungen wurden die Zwischenergebnisse der einzelnen Arbeitspakete vorgestellt, methodische Fragestellungen diskutiert und die nächsten Schritte mit den Anforderungen der Industrie abgeglichen. Die Rückmeldungen aus dem PA flossen unmittelbar in die Versuchsplanung und in die Ausgestaltung des Lebensdauermodells ein. Beispiele hierfür sind die Auswahl der untersuchten Legierungen und Blechdicken (EN AW 3003, EN AW 5754 H22), die Definition der Temperaturbereiche und Phasenverschiebungen, die Entscheidung für die kraftgesteuerte Prüfung im Ladeluftkühler-Anwendungsfall sowie die Übertragung des Prüfkonzepts auf den Anwendungsfall Klimaanlage mittels Druckwechselprüfstand.

Darüber hinaus erfolgten vorhabenbezogene Aufwendungen der Wirtschaft in erheblichem Umfang in Form von Sach- und Dienstleistungen: AKG lieferte lotsimulierte Bleche für die Ermittlung der Werkstoffkennwerte und führte sämtliche Lötungen der Prüfkörper im industriellen CAB-Verfahren durch; zudem wurden Thermokamera-Aufnahmen und Bauteilanalysen bereitgestellt. Konvekta stellte den Druckwechselprüfer sowie bauteilnahe Proben für den Anwendungsfall Klimaanlage zur Verfügung. Speira lieferte Probenmaterial für AP 6. Imprintec führte begleitende Mikroindentationsmessungen zur Absicherung des Materialmodells durch. Merkle CAE Solution unterstützte bei der thermomechanischen FE-Simulation, und Zeiss beriet bei Messaufbau, Messdurchführung und Datenauswertung der DIC-basierten Dehnungsmessungen. Durch diesen engen Verbund aus Forschungsstellen und Industriepartnern konnte sichergestellt werden, dass die im Vorhaben entwickelten Prüf und Simulationsmethoden unmittelbar an den Anforderungen der industriellen Anwender ausgerichtet sind.

Ein besonders illustratives Beispiel für den praktischen Nutzen der entwickelten Methodik ist der Vergleich unterschiedlicher Legierungen mit Hilfe der bauteilnahen Proben (Abbildung 49). Die im Rahmen des Vorhabens entwickelten Prüfkörper erlauben es, verschiedene Legierungs- und Fertigungszustände unter realitätsnahen thermomechanischen Randbedingungen gegenüberzustellen, ohne dass hierfür vollständige Bauteilprüfungen durchgeführt werden müssen. Damit steht den beteiligten KMU ein Werkzeug zur Verfügung, mit dem sich die Werkstoff und Zustandsauswahl deutlich schneller, energetisch günstiger und kosteneffizienter bewerten lässt als mit den bisher üblichen Thermoschock-Bauteilversuchen an kompletten Wärmetauschern.

Die wissenschaftlichen Ergebnisse wurden auf Fachtagungen vorgestellt und in wissenschaftlichen Zeitschriften veröffentlicht. Die gewonnenen Werkstoffdaten werden im Rahmen von AP 7 strukturiert aufbereitet und sollen über die Plattform MaterialDigital (PMD) langfristig nachnutzbar zur Verfügung gestellt werden. Ergänzend werden die Projektergebnisse in die Lehre an der Universität Kassel überführt. Zusammen mit den

vorgesehenen weiteren Transfermaßnahmen (vgl. Abschnitt 6) ist damit sichergestellt, dass die entwickelte Methodik nachhaltig in die Praxis übertragen wird.

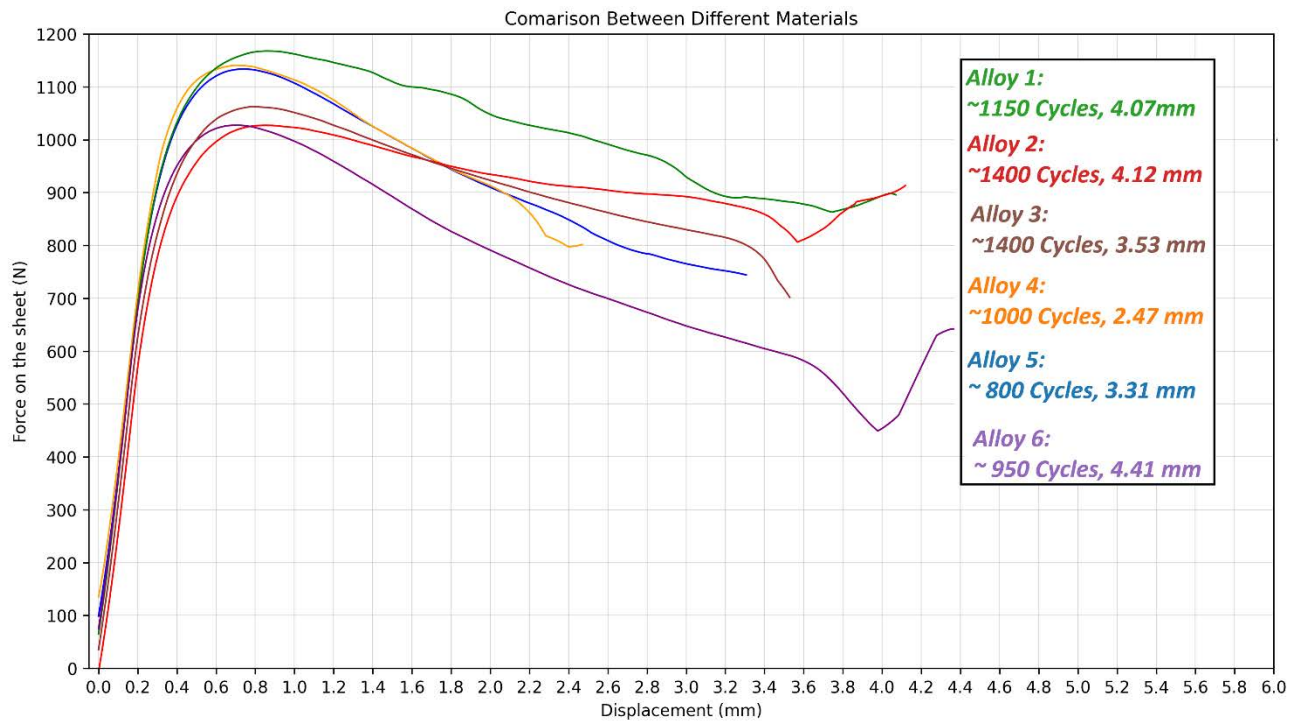


Abbildung 85: Vergleich verschiedener Legierungen mittels bauteilnaher Proben

6 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

6.1 Durchgeführte Transfermaßnahmen (vom Projektstart bis zum Projektende)

Der Transfer der Projektergebnisse in die Wirtschaft wurde bereits während der Laufzeit des Vorhabens aktiv gestaltet. Zentrales Element war der projektbegleitende Ausschuss (PA), in dem KMU aus den Bereichen Ladeluftkühler und Klimaanlagefertigung, Werkstoffherstellung, Prüf und Messtechnik sowie Simulation vertreten waren. Im Projektzeitraum vom 01.03.2023 bis zum Berichtszeitpunkt wurden insgesamt neun PA-Sitzungen (PA 1 bis PA 9) durchgeführt, in denen die Zwischenergebnisse der einzelnen Arbeitspakete präsentiert, methodisch diskutiert und die weiteren Versuchspläne gemeinsam festgelegt wurden. Die Ergebnisse der Sitzungen wurden in Form von Protokollen und Präsentationsunterlagen dokumentiert und den PA-Mitgliedern zur Nachnutzung zur Verfügung gestellt.

Ergänzend zu den PA-Sitzungen wurden die Projektergebnisse in jährlichen Zwischenberichten zusammengefasst, die in den vom IGF vorgesehenen Berichtsdatenbanken hinterlegt wurden. Über diese Berichte sowie über die persönliche Kommunikation mit den beteiligten Unternehmen wurde ein kontinuierlicher Wissensfluss sichergestellt. Die Rückmeldungen aus dem PA flossen unmittelbar in die Versuchsplanung ein und führten zu wesentlichen methodischen Entscheidungen, darunter die Auswahl der Werkstoffe (EN AW 3003, EN AW 4045 und EN AW 5754 H22), die Definition der Temperaturbereiche und Phasenverschiebungen, die Umsetzung der kraftgesteuerten Prüfung für den Ladeluftkühler-Anwendungsfall sowie die Erweiterung des Prüfkonzepts auf den Druckwechselprüfstand für den Anwendungsfall Klimaanlage.

Einen wesentlichen Beitrag zum Transfer leisteten zudem die vorhabenbezogenen Sach und Dienstleistungen der Industriepartner. Die Firma AKG stellte lötsimulierte Bleche zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte bereit und führte sämtliche Lötungen der bauteilnahen Prüfkörper im industrienahen CAB-Verfahren (Controlled Atmosphere Brazing) durch; ergänzend wurden Thermokamera-Aufnahmen und Bauteilanalysen aus der Serienproduktion bereitgestellt. Die Konvekta AG stellte einen Druckwechselprüfstand sowie bauteilnahe Proben für den Anwendungsfall Klimaanlage zur Verfügung. Die Speira GmbH lieferte Probenmaterial für AP 6 in industrieller Qualität. Die Imprintec GmbH führte begleitende Mikroindentationsmessungen durch, die zur Absicherung des Materialmodells auf lokaler Ebene genutzt wurden. Merkle CAE Solution GmbH unterstützte bei der thermomechanischen FE-Simulation, während die Carl Zeiss AG bei der Planung und Durchführung der DIC-basierten Dehnungsmessung sowie bei der Auswertung der Messdaten beratend tätig war.

Parallel erfolgte eine umfassende Einbindung des Projekts in die universitäre Ausbildung am Institut für Antriebs und Fahrzeugtechnik (iaf-mt) der Universität Kassel. Im Rahmen von Studien, Bachelor und Masterarbeiten sowie von Tätigkeiten als studentische Hilfskraft wurden zahlreiche Studierende an die wissenschaftliche Arbeitsweise herangeführt und in Teilaspekte des Vorhabens eingebunden.

Zur langfristigen Nachnutzbarkeit der Daten wurden die ermittelten Werkstoffkennwerte und Versuchsergebnisse im Rahmen von AP 7 strukturiert aufbereitet und für die Einbindung in die BMBF-Plattform MaterialDigital (PMD) vorbereitet. Dazu wurden Datenstrukturen und Metadatenschemata in Abstimmung mit dem Fraunhofer IWM entwickelt, so dass die Daten nach Projektabschluss in einer PMD-kompatiblen, von der Community anerkannten Form zur weiteren Nutzung veröffentlicht werden können. Der Datenbestand umfasst sowohl die Rohdaten der Zugversuche, DIC-Messungen und Thermografieaufnahmen als auch die daraus abgeleiteten Kennwerte und FE-Modelle.

6.2 Geplante Transfermaßnahmen (nach Projektende)

Über die während der Laufzeit durchgeführten Transfermaßnahmen hinaus ist eine Reihe weiterer, aufeinander abgestimmter Aktivitäten vorgesehen, um die im Vorhaben erarbeiteten Ergebnisse nachhaltig in die industrielle Praxis zu überführen. Zu den zentralen geplanten Maßnahmen gehören die Veröffentlichung eines öffentlichen schriftlichen Ergebnisberichts sowie wissenschaftlicher Publikationen, die Nutzung der Ergebnisse im Rahmen der Dissertation der Bearbeiterin bzw. des Bearbeiters, die Übernahme der Ergebnisse in die universitäre Lehre, die gezielte Ansprache interessierter Unternehmen sowie die langfristige Veröffentlichung kuratierter Datensätze über die Plattform MaterialDigital.

In einem Zeitraum von sechs bis zwölf Monaten nach Projektende sind Anwenderschulungen vorgesehen, die Personal aus KMU und weiteren interessierten Unternehmen befähigen sollen, das entwickelte Lebensdauermodell sowie das Konzept der bauteilnahen thermomechanischen Prüfung eigenständig anzuwenden. Inhalte dieser Schulungen sind insbesondere die Auslegung geeigneter Prüfkörper, die Durchführung der DIC und Temperaturmessung, die Interpretation der aufgezeichneten Daten sowie die Anwendung der FKM-Richtlinie Nichtlinear auf die Lebensdauerbewertung von Aluminium-Lötverbindungen. Die Schulungen werden in Seminaren der Forschungsstelle an der Universität Kassel sowie nach Bedarf in Inhouse-Workshops bei den teilnehmenden Unternehmen angeboten.

Im Zeitraum von drei Monaten nach Projektende ist ein umfangreicher öffentlicher schriftlicher Ergebnisbericht vorgesehen, der den Transfer der Projektergebnisse in das Forschungsumfeld und in die Wirtschaft unterstützt. Neben dem Abschlussbericht sollen mindestens zwei OpenAccess-Veröffentlichungen in einschlägigen Fachzeitschriften, unter anderem in „International Journal of Fatigue“ und „Materials and Design“, erscheinen. Zusätzlich ist die Einbindung der Ergebnisse in die laufende Dissertation der Bearbeiterin bzw. des Bearbeiters geplant, die innerhalb etwa eines Jahres nach Projektende abgeschlossen werden soll und damit einem breiten wissenschaftlichen Leserkreis zur Verfügung steht.

6.3 Zusätzlich für CORNET-Vorhaben: Ergebniszusammenfassung des internationalen CORNET-Gesamtprojekts und erzielter Mehrwert durch die internationale Zusammenarbeit

7 Literaturverzeichnis

- [1] W. Prager, Recent developments in the mathematical theory of plasticity, *Journal of applied physics* 20 (1949) 235–241.
- [2] P.J. Armstrong, C.O. Frederick, A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect, Berkeley Nuclear Laboratories Berkeley, CA, 1966.
- [3] J.L. Chaboche, Time independent constitutive theories for cyclic plasticity, *International Journal of plasticity* 2 (1986) 149–188.
- [4] H. Ziegler, A modification of Prager’s hardening rule, *Quarterly of Applied mathematics* 17 (1959) 55–65.
- [5] Dassault Systèmes, Abaqus Analysis User’s Guide. (Abaqus 2016 Documentation), 2016. <http://130.149.89.49:2080/v2016/index.html> (accessed 30 July 2025).
- [6] F. Zaverl Jr, D. Lee, Constitutive relations for nuclear reactor core materials, *Journal of Nuclear Materials* 75 (1978) 14–19.
- [7] J. Bauschinger, Über die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmodulus verschiedener Metalle, *Civilingenieur*, NF 27 (1881) 289–348.
- [8] K. Davoudi, Temperature dependence of the yield strength of aluminum thin films: Multiscale modeling approach, *Scripta Materialia* 131 (2017) 63–66.
- [9] F.J. Zerilli, R.W. Armstrong, Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations, *Journal of applied physics* 61 (1987) 1816–1825.
- [10] Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens. FKM-Richtlinie, VDMA-Verlag, Frankfurt, 2019.
- [11] Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens. FKM-Richtlinie, 2. überarbeitete und erweiterte Ausgabe, VDMA-Verlag, Frankfurt, 2025.
- [12] Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen, FKM-Richtlinie, 7. überarbeitete Auflage, VDMA-Verlag, Frankfurt, 2020.
- [13] K. N. Smith, P. Watson, and T. H. Topper. A stress-strain parameter for the fatigue of metals, *Journal of Materials* 5 (1970) 767-778.
- [14] G. Masing. Eigenspannungen und Verfestigung beim Messing. In: *Proc. 2nd Int. Cong. of Appl. Mech.*, pp. 332-335, Zürich, 1926-