



# **Metallic Fuselage Lifetime and Testing -MetLife-**

Schlussbericht zum Projekt  
im Verbund Innovativer  
Metallrumpf 2017  
-InnoMet-





## Schlussbericht zum Projekt MetLife

**Metallic** Fuselage **Life**time and Testing

Gefördert durch:



Bundesministerium  
für Wirtschaft  
und Energie

aufgrund eines Beschlusses  
des Deutschen Bundestages

Förderkennzeichen: 20W1302B  
Laufzeit des Vorhabens: 01.01.2014 – 30.09.2017  
Verbundpartner: Aleris Rolled Products Germany GmbH  
Fraunhofer Gesellschaft e.V.  
Airbus Group Innovations (ehemals EADS-IW)

Projektleiter Univ. Prof. Dr. Guillermo Requena

Autoren: Ulises Alfaro Mercado  
Michael Besel (bis 30.06.2016)  
Eric Breitbarth  
Ulrike Dreßler  
Guillermo Requena

Der hier vorliegende Schlussbericht zum Projekt MetLife gibt eine Darstellung der wissenschaftlich-technischen Ergebnisse des Projektes MetLife wieder

Köln, 05.03.2018

-----  
Univ. Prof. Dr. Guillermo Requena  
Projektleiter

# Inhaltsverzeichnis

<b>1. Kurzdarstellung des Projektes .....</b>	<b>6</b>
1.1. Aufgabenstellung .....	6
1.2. Voraussetzungen .....	7
1.3. Planung und Ablauf des Vorhabens .....	7
1.4. Stand der Wissenschaft und Technik .....	8
1.5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen .....	10
<b>2. Eingehende Darstellung .....</b>	<b>11</b>
2.1. Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse .....	11
2.1.1. AP1 - FSW-Naht unter korrosivem Einfluss .....	12
2.1.1.1. Ermüdungslebensdauer unter korrosiven Medien .....	12
2.1.1.1.1. Parameterfindung für FSW AA5028-H116 .....	12
2.1.1.1.2. Mechanische Eigenschaften .....	14
2.1.1.1.3. Parameterfindung für FSW AA5028-H116 .....	16
2.1.1.1.4. Mechanische Eigenschaften .....	17
2.1.1.1.5. Delta-N Reibrührschweißungen .....	20
2.1.1.1.6. Ermüdungslebensdauer Von FSW-Verbindungen unter korrosiven Medien .....	25
2.1.1.1.7. Laserbehandlung von FSW-Verbindungen zur Korrosionsschutz .....	26
2.1.1.2. Ermüdungs-Spannungsrissskorrosion von gemischten FSW 2198-T8/5028- H116 Verbindungen .....	32
2.1.1.2.1. Parameterfindung für gemischte FSW AA5028-H116/AA2198-T8 Verbindungen .....	32
2.1.1.2.2. Korrosionsverhalten gemischter FSW AA5028-H116/AA2198-T8 Verbindungen .....	37
2.1.1.2.3. Spannungsrissskorrosion bei gemischten FSW AA2198-T8/AA5028- H116 Verbindungen .....	40
2.1.1.3. Ermüdungs-Spannungsrissskorrosion von gemischten FSW AA2198- T8/AA5028-H116 Verbindungen .....	42
2.1.1.3.1. Ermüdungskorrosion von gemischten FSW AA2198-T8/AA5028-H116 Verbindungen .....	42
2.1.1.4. Ermüdungs-Spannungsrissskorrosion von gleichartigen FSW AA5028- H116 Verbindungen .....	50
2.1.1.4.1. Spannungsrissskorrosion von gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen .....	50
2.1.1.4.2. Ermüdungskorrosion von gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen .....	51
2.1.2. AP2 - Bewertung von Schweißdiskontinuitäten bei FSW-Nähten .....	55

---

2.1.2.1.	AP 2.1 NDT für FSW AlMgSc – Nachweisbarkeit von Lack of Penetration (LOP).....	55
2.1.2.2.	AP2.2 Einfluss des Lack-of-Penetration (LOP) auf die Ermüdungslebensdauer.....	64
2.1.3.	AP3 – Biaxiale Prüfung .....	76
2.1.3.1.	Finite-Elemente Analyse der IMA Schale .....	77
2.1.3.2.	Belastungsverlauf der IMA Schale.....	79
2.1.3.3.	Probenauslegung .....	84
2.1.3.4.	Probenlasten .....	87
2.1.3.5.	Validierungsversuche .....	90
2.1.3.5.1.	Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte mittels digitaler Bildkorrelation .....	90
2.1.3.5.2.	Versuchsaufbau .....	92
2.1.3.5.3.	Versuchsablauf .....	93
2.1.3.5.4.	Ergebnisse .....	94
2.1.3.6.	Weiterführende Untersuchungen zur Form der Rissfront .....	100
2.1.3.7.	Rissablenkungsverhalten .....	101
2.1.3.8.	Rissfortschritt in FSW geschweißten Verbindungen unter biaxialer Last.....	106
2.1.3.9.	Plastische Zone .....	110
2.2.	Wichtige Positionen des zahlenmäßigen Nachweises.....	112
2.3.	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit.....	112
2.4.	Nutzen und Verwertbarkeit.....	112
2.5.	Fortschritt anderer Stellen .....	113
2.6.	Veröffentlichungen .....	113
	<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>114</b>
	<b>Tabellenverzeichnis .....</b>	<b>119</b>
	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>120</b>

# 1. Kurzdarstellung des Projektes

Der wirtschaftliche Erfolg zukünftiger Flugzeugsysteme hängt wesentlich von der Umweltverträglichkeit der Flugzeuge sowohl im Hinblick auf die Herstellungsverfahren (Ressourcenschonung) als auch im Hinblick auf den Betrieb der Flugzeuge (Belastungen der unmittelbaren und globalen Umwelt mit Schadstoffen) ab. Beide Aspekte - der schonende Ressourceneinsatz als auch die Schadstoffemissionen - werden wesentlich von dem Flugzeuggewicht beeinflusst. Das Vorhaben trägt dazu bei, leichtere Aluminium-Legierungen wie AlMgSc und AlCuLi in ihrer Einsatzreife weiter voranzubringen und somit das Gewicht neuer Flugzeuggenerationen deutlich zu reduzieren. Mit dem besonderen Fokus des Vorhabens (als auch des gesamten Verbundes) auf Aluminium-Legierungen kommt mit der einfachen und durchgängigen Rezyklierbarkeit metallischer Lösungen ein weiterer Vorteil zum Tragen, der sich bei der Gesamtökobilanz im Hinblick auf die Ressourcenschonung positiv bemerkbar macht. Damit adressiert das Vorhaben auch, zu einer deutlichen Reduktion der CO<sub>2</sub>-Emissionen beizutragen. Da die Deutsche Luftfahrtindustrie seit vielen Jahren ausgeprägte Kompetenzen auf dem Gebiet metallischer Rumpfkonzeppte besitzt, trägt das Vorhaben darüber hinaus auch zu einer Stärkung und Erweiterung der bereits in der deutschen Luftfahrtindustrie vorhandenen Kernkompetenzen bei.

## 1.1. Aufgabenstellung

Wesentliches Ziel des Vorhabens Metlife ist die Steigerung der Einsatzfähigkeit der leichteren Aluminiumlegierungen AlMgSc und AlCuLi im Flugzeugbau. Anwendungsziel ist ein Flugzeug der New Generation Single Aisle (NSA) das bei Airbus im Zeithorizont im Jahr 2025 anvisiert wird. Zudem sollen die Grundlagen gelegt werden, um im Bereich der Derivat-Flugzeuge (A330, A380 & A350) weitere Verwertungsperspektiven für die metallischen Lösungen zu erarbeiten. Um diese Anwendungen zu ermöglichen sollen im Bereich der Herstellung, Charakterisierung und Beurteilung integraler, metallischer Rumpfbauweise und Rumpfbauweisen die Werkstofflösungen aus den LuFo IV Projekten HERMET, HERMO und MTEXT weiter verfolgt werden und besonders im Hinblick auf einsatzrelevante Belastungen weiter zur Anwendungsreife gebracht werden. Dabei sind die Arbeiten des Vorhabens Metlife den Arbeitspaketen AP 1 (SSF - Schalenkonzepte) und AP 2 (MCA/FAL-Konzepte) des Verbundvorhabens zu- und untergeordnet. Der Aspekt der Herstellung integraler, metallischer Bauweisen wird durch das Reibrührschweißen (FSW) als Verbindungstechnik adressiert. Als Belastungen, denen integrale metallische Strukturen ausgesetzt sind, werden im Vorhaben MetLife einerseits der korrosive Angriff behandelt und andererseits biaxiale mechanische Lasten wie sie typischerweise für den Flugzeugrumpf auftreten. Bei der Beurteilung der Auswirkungen mechanischer Lasten spielt das Vorhandensein von Fehlstellen in einer Verbindungsnaht eine entscheidende Rolle. Dabei ist nicht nur wichtig, bis zu welcher Größe solche Fehlstellen in Verbindungsnahten mit zerstörungsfreien Prüfmethode

erkannt werden können, sondern auch wie sich solche Fehlstellen auf das Ermüdungsverhalten auswirken. Das Vorhaben MetLife gliedert sich deshalb in drei Arbeitspakete (AP). Das erste Arbeitspaket widmet sich dem Thema der Korrosionsbeständigkeit von FSW-Nähten. Das zweite Arbeitspaket adressiert die Frage, in welcher Größe Fehlstellen in Reibrührschweißnähten bei den Legierungen AlMgSc und AlCuLi zerstörungsfrei auffindbar sind, und ab welcher Größe die Fehlstellen einen Effekt auf das Ermüdungsverhalten haben. Das dritte Arbeitspaket ist der Frage gewidmet, wie sich Risse in diesen Legierungen unter biaxialer Last verhalten und wie eine vergleichsweise einfache biaxiale Prüfung ebener Strukturen auf das Verhalten gekrümmter Schalenelemente übertragen werden kann.

## 1.2. Voraussetzungen

Das Institut für Werkstoff-Forschung ist auf metallische Rumpfkonzep und metallische Rumpffertigungstechnologien spezialisiert. Es hat sich in mehreren Jahrzehnten grundlagenorientierter als auch angewandter Forschung einen herausragenden Ruf auf dem Gebiet der wissenschaftlichen Beurteilung des Verhaltens und Versagens metallischer Werkstoffe im Luftfahrtsektor und dort speziell im Bereich Flugzeugrumpf erworben. Um dem wachsenden Bedarf und Interesse von Seiten der Industrie im Bereich metallischer Primärstrukturen gerecht zu werden, hat das Institut mit eigenen Mitteln einerseits die experimentelle Infrastruktur gezielt ausgebaut, um z.B. größere Kreuzproben biaxial zu prüfen. Andererseits wurden gezielt Kompetenzen aufgebaut, um metallische Rumpfstrukturen und das Risswachstum in Rumpfstrukturen mit Hilfe von Simulationsmethoden beurteilen zu können. Um die experimentellen Ergebnisse auch in ortal aufgelöster Form systematisch mit denen der Simulationsmethoden vergleichen und validieren zu können wurde ein optisches Messsystem angeschafft und in Betrieb genommen.

Aufgrund der jahrzehnte-langen Erfahrungen ist das Instituts für Werkstoff-Forschung auf dem Gebiet des metallischen Rumpfes gut positioniert, um die wissenschaftlich-technischen Ziele umsetzen zu können, da die vorhandenen Kompetenzen schon in den Lufo-IV-Projekten HERMET, HERMO und MTEXT eingesetzt wurden, und diese auch auf die Arbeiten im Vorhaben MetLife übertragen werden konnten.

## 1.3. Planung und Ablauf des Vorhabens

Um die erläuterten Gesamtziele zu erreichen, verfolgte das Vorhaben MetLife die angefügten mit den Projektpartnern abgestimmten Ziele:

- (1) Vorbereitung des Einsatzes von FSW unter realen korrosiven Bedingungen: Einfluss eines korrosiven Mediums auf die Lebensdauer bei Hautfeldern aus AlMgSc und AlCuLi.
  - o Aussage und Bewertung des Korrosionsschutzes der FSW-Naht bzgl. deren Einsatztauglichkeit in besonders korrosionsgefährdeten Rumpfbereichen unterhalb des Fenstergürtels.

- Beurteilung der Übertragbarkeit der Ergebnisse der Lebensdauerversuche unter korrosiven Medien auf andere Rand- bzw. Prüfbedingungen durch qualitatives Verständnis aller relevanten Mechanismen.
- (2) Bewertung von Schweißfehlstellen: Ermittlung von industriell akzeptablen Fehlstellengrenzwerten für die Fertigung von FSW-geschweißten Schalen.
- Aussage und Bewertung zur Detektierbarkeit von Fehlstellen (Lack-of-penetration LoP) mit Hilfe von Ultraschall (US). Bestätigung bzw. - falls erforderlich - Neudefinition der zulässigen LoP-Größe in FSW-Nähten in AlMgSc. Identifikation der Defektarten, die für die Lebensdauer einer FSW-AlMgSc Verbindung relevant sind. Verständnis der zugrundeliegenden Mechanismen, sodass zukünftig eine gezielte FSW-Prozessoptimierung hinsichtlich der untersuchten Ermüdungseigenschaften ermöglicht wird.
- (3) Biaxiale Prüfung und Simulation: Erarbeitung geeigneter Versuchsprozeduren, um Teilaspekte der Full-Scale- und IMA-Prüfungen mittels biaxialer Versuchsführung untersuchen zu können. Erklärung möglicher Risspfade in AlCuLi und AlMgSc. Prüfung vom Fensterrahmenbereich mit Mixed-Material-Design.
- Bereitstellung einer geeigneten Versuchsprozedur, um Teilaspekte der Full-Scale und IMA-Prüfungen mittels biaxialer Versuchsführung einzeln untersuchen zu können.
  - Erklärung der Risspfade; ggf. Bereitstellung eines Vorhersagemodells (Experiment und Simulation).
  - Identifikation des Einflusses und der wirksamen Mechanismen von FSW auf den Risspfad.

## 1.4. Stand der Wissenschaft und Technik

Bei den metallischen Werkstoffen im Flugzeugrumpf kommen üblicherweise 2000er und 6000er Aluminium-Legierungen zum Einsatz. Leichtere Legierungen wie die neuerdings genormte AA5028 (AlMgSc) bieten neben dem Dichte-Vorteil von 3 % gegenüber dem Standard AA2024 zusätzlich vorteilhafte Eigenschaften, wie Kriechformbarkeit und exzellente Korrosionsbeständigkeit. Vor allem die Kriechformbarkeit des Werkstoffes eröffnet die Möglichkeit, die Herstellungsschritte zu verkürzen und dadurch Kosten zu sparen. Wegen dieser vorteilhaften Eigenschaften werden in der Deutschen Luftfahrtindustrie beträchtliche Anstrengungen unternommen, um die Legierung für den Serieneinsatz zu qualifizieren. Hinsichtlich der Bauweisen im Flugzeugrumpf sind Nietverbindungen noch Stand der Technik. Bei der Verbindung Stringer-Haut wird bereits das Laserstrahlschweißen eingesetzt, um zu integralen und leichteren Bauweisen zu gelangen. Bei der Verbindung von Hautschalen untereinander werden bislang noch keine integralen Lösungen eingesetzt. Aufgrund der hervorragenden Schweißqualität bietet sich das Reibrührschweißen an, um Hautfelder integral miteinander zu

verbinden. Dies wird im Moment aber nur oberhalb des Fensterbereiches angedacht - der deutlich feuchtigkeitsanfälliger und mithin korrosionsgefährdeter Bereich in der Unterschale wurde dabei bisher außen vor gelassen. Die sehr gute Korrosionsbeständigkeit des Grundwerkstoffes bedeutet jedoch nicht, dass eine FSW-Naht die gleichen exzellenten Korrosionseigenschaften aufweist. Wie in der Arbeit von Alfaro 2011 [1] gezeigt, können Reibrührschweißnähte aufgrund einer prozessbedingten Ausscheidung von Phasen, die ein anderes elektrochemisches Potenzial aufweisen als der Grundwerkstoff, ein Lokalelementverhalten zeigen, das sich in einer Korrosionsschädigung bemerkbar macht. Bei den im Vorhaben Metlife vorgesehenen Legierungen AlMgSc und AlCuLi wurden derartige Untersuchungen des Verhaltens bei und nach Korrosion noch nicht durchgeführt. Bei den bisher üblichen Aluminiumlegierungen wie AA2024 ist einerseits die zulässige Größe von Fehlstellen, als auch die Größe, bei denen Fehlstellen in einer Verbindungsnaht mit zerstörungsfreien Methoden (NDT) zuverlässig erkennbar sind, gut bekannt. Die Legierungen AlMgSc und AlCuLi weisen im Bereich von FSW-Nähten eine andere Mikrostruktur auf, was sich auf die Detektierbarkeit von Fehlstellen auswirken kann, weshalb die zuverlässig mit NDT erkennbaren Fehlstellengrößen neu bestimmt werden müssen. Wie sich vorhandene Fehler bei herkömmlichen Legierungen auf die Ermüdungsfestigkeit auswirken, wurde bereits untersucht. Derartige Untersuchungen liegen bei den im Vorhaben Metlife betrachteten Legierung AlMgSc und AlCuLi nicht vor. Um das Verhalten vorhandener Risse in gekrümmten Hautstrukturen unter realitätsnahen Lastbedingungen zu untersuchen, gibt es derzeit im Wesentlichen zwei Verfahren 1.) Full Scale Tonnen-Tests und 2.) Teilstrukturtests auf der Basis sogenannter gekrümmter IMA-Schalen. Full Scale Tonnen-Tests sind mit der größten Aussagegenauigkeit verbunden, aufgrund der immensen Kosten werden diese Tests allerdings nur im Rahmen der Qualifizierung des finalen Tonnen-Designs eingesetzt. Die Aussagegenauigkeit von Versuchen mit der gekrümmten IMA-Schale ist beachtlich gut, die damit verbundenen Kosten sind zwar bei weitem nicht so hoch, wie bei Full-Scale Tonnen-Tests, jedoch immer noch sehr hoch. Bei von Airbus beauftragten Versuchen mit der IMA-Schale bei AlCuLi stellte sich heraus, dass das Risswachstum unter Last und insbesondere die sich ergebenden Risspfade noch nicht ausreichend verstanden sind und genauer untersucht werden müssen. Aus Kostengründen kann für solche vom Probenumfang her umfangreichere Untersuchungen nicht auf Versuche mit der gekrümmten IMA-Schale zurückgegriffen werden. Stattdessen sollen im Vorhaben Metlife ebene Kreuzproben hinsichtlich des Rissverhaltens (Risspfade) untersucht werden, die einer realitätsnahen, biaxialen Last unterworfen werden. Die Übertragung auf gekrümmte Schalenstrukturen soll mit Hilfe numerischer Simulationsmethoden erfolgen.

## 1.5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Abgesehen von den Projektpartnern waren folgende Firmen und Institute am Projekt beteiligt:

- Handwerkskammer Düsseldorf, Bereitstellung einer Heißpresse zum Kleben der 924 x 559 mm<sup>2</sup> Kreuzproben
- Hochschule Zittau/Görlitz – Prof. Fulland, Rissfortschrittssimulationen mittels ADAPCRACK3D
- esstec GmbH – Wasserstrahlschneiden von Proben zur werkstoffmechanischen Prüfung
- Clean-Lasersysteme GmbH – Laserreinigung der Prüfbleche der Kreuzproben
- Westdeutscher Metall-Handel GmbH – Bezug von Aluminiumblechen
- R&W Maschinenbau GmbH – Endbearbeitung von werkstoffmechanischen Proben
- Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH (MPIE) – ECCI Untersuchungen an rissbehafteten Aluminiumproben

## 2. Eingehende Darstellung

### 2.1. Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse

Wie in Abschnitt 1.3 dargestellt ist das Vorhaben in drei Hauptarbeitspakete gegliedert. Eine Übersichtsdarstellung der Arbeitspakete und deren wesentlichen Inhalte ist hierzu in Abbildung 2-1 skizziert.

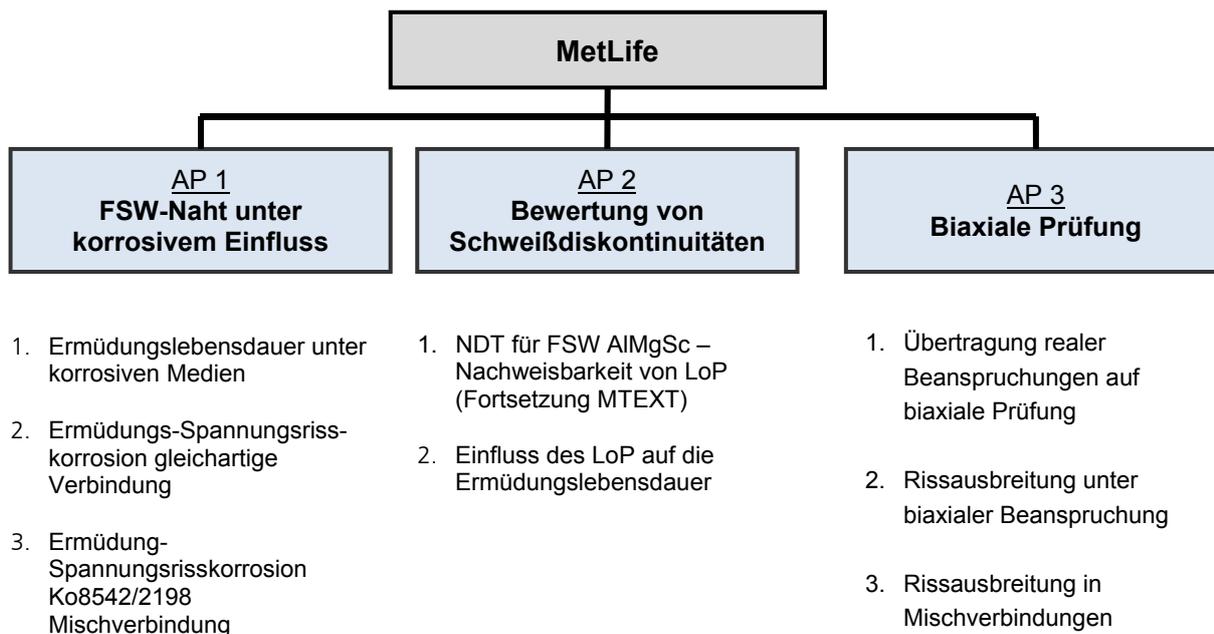


Abbildung 2-1: Arbeitspaketstruktur innerhalb des Projekts MetLife

Die wissenschaftlichen und technischen Ergebnisse dieser Arbeitspakete werden in den nachfolgenden Abschnitten detailliert dargestellt.

Die Einordnung des Projekts MetLife zu den Vorgängerprojekten HERMET, HERMO und MTEXT, sowie das Transferpotential zu Airbus und zu den beteiligten Projektpartnern veranschaulicht Abbildung 2-2.

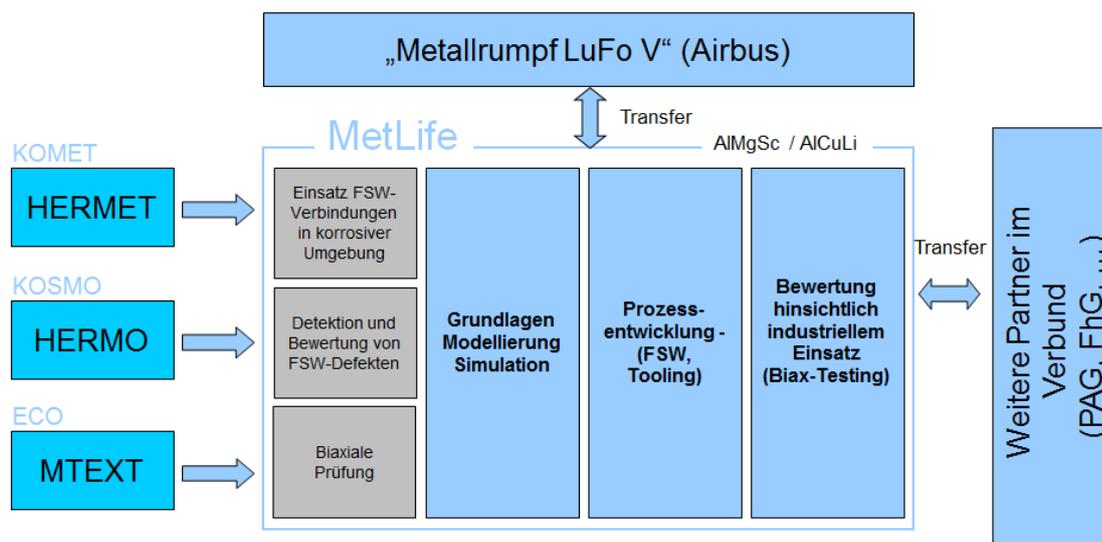


Abbildung 2-2: Übersicht des Projekts hinsichtlich Technologietransfer vorheriger Projekte und zu den beteiligten Partnern

## 2.1.1. AP1 - FSW-Naht unter korrosivem Einfluss

### 2.1.1.1. Ermüdungslebensdauer unter korrosiven Medien

Der Korrosionsschutz durch Standard-Anodisierung von geschweißten Rumpfstrukturen (Schalen, Tonnen usw.) ist wegen ihrer Größe unpraktisch bzw. wirtschaftlich unattraktiv. Deshalb wird ein anderer Korrosionsschutz, normalerweise eine Schutzschicht wie Lack oder Primer, im Nahtbereich nach dem FSW-Prozess gegen Korrosionsangriff aufgebracht. Diese Schutzschicht besitzt leider nicht dieselben Schutzeigenschaften wie das anodisierte Aluminium beim Rest des Blechs außerhalb des Nahtbereichs. Die Interaktion von korrosiven Atmosphären und zyklischen mechanischen Belastungen kann zur Beschleunigung der Beschädigung bzw. des Versagens des aufgetragenen Korrosionsschutzes führen. Daher ist es notwendig, nach Alternativen zum lokalen Korrosionsschutz von Schweißbereichen zu suchen. In diesem Arbeitspaket wurde die Tauglichkeit der lokalen Laserbehandlung der Schweißverbindungen zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit und Auswirkung auf die Ermüdungseigenschaften untersucht.

#### 2.1.1.1.1. Parameterfindung für FSW AA5028-H116

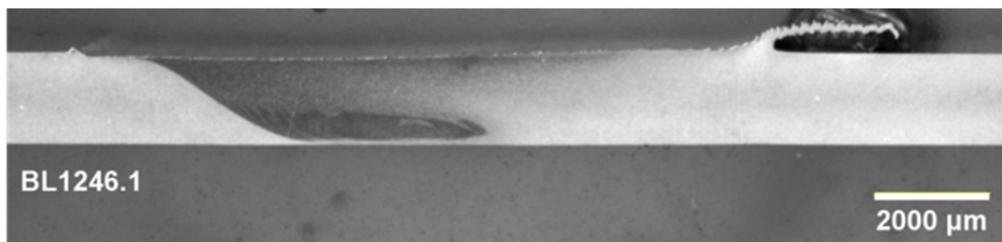
Im Allgemein sind für die Optimierung der FSW-Parameter eine hohe Festigkeit der Schweißnähte, fehlerfreie Schweißverbindungen, sowie eine hohe Oberflächenqualität ausschlaggebend, welche einen lokalen Korrosionsschutz begünstigt. Basierend auf den im Rahmen von MText gewonnenen Erkenntnissen für FSW-Stumpfstöße aus AA5028-H116 mit einer Blechdicke von 1,8 mm konnten die zugehörigen Parameter auch für die hier genutzten 1,6 mm Bleche verwendet und optimiert werden. Die Parameter sind in Tabelle 2-1 zusammengefasst.

Tabelle 2-1: FSW Parameter für AA5028-H116 mit 1,6 mm Dicke

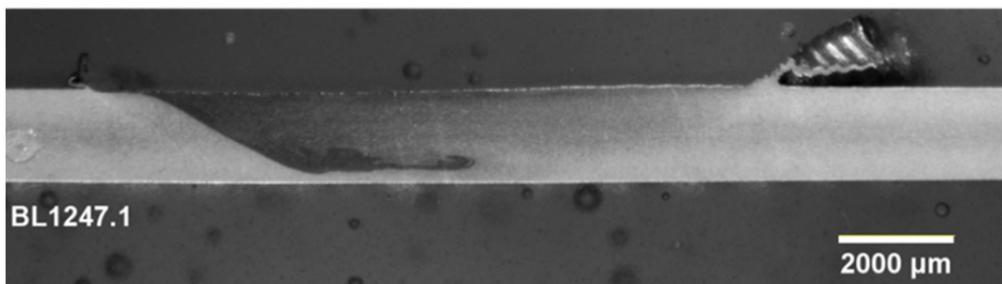
Schweißung	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Eindringtiefe (mm)	Fz (kN)	Biegetest
BL1246	1500	800	0,2	6,5	i.O.
BL1247		1000	0,2	6,7	
BL1248		1000	0,1	6,3	

Die Qualität der Wurzelbereiche der Schweißnähte wurde durch Biegeversuche getestet. Hierbei wurden Streifen mit einer Breite von 10 mm quer zu Naht entnommen und um eine Matrize mit ~35mm Radius gebogen. Die Unterseite der Naht wurde auf die Außenseite gelegt, d.h. diese liegt im Bereich der maximalen Zugspannungen bzw. Zugdehnungen. Die Existenz von kritischen Schweißfehlern (lack of penetration (LOP) oder Tunnel) zeigt sich im Allgemeinen durch direktes Versagen der Probe im Biegetest. Die Stumpfstöße zeigten hierbei keinerlei Schweißfehler. Die Biegeproben wurden jeweils bis zu 135° gebogen, ohne dass offene Stellen im Wurzelbereich entstanden.

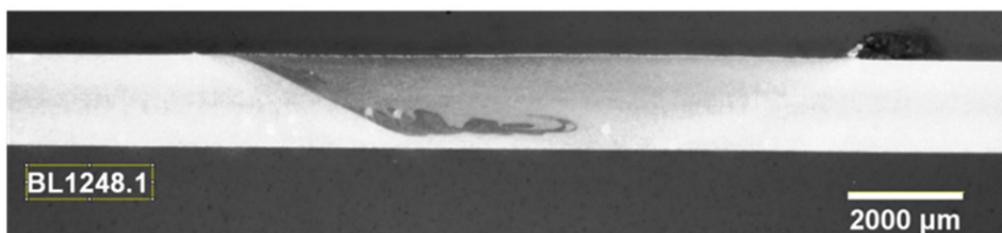
Die Eindringtiefe der Schweißschulter hat eine maßgebliche Wirkung auf die Oberflächenqualität der Verbindung. Mittels der Eindringtiefe der Schulter kann hierbei die Menge plastifizierten Materials gesteuert werden, welche an der Schweißung beteiligt ist, sodass es zu keinem „Flash“ kommt (siehe Abbildung 2-3).



(a)



(b)



(c)

Abbildung 2-3: Querschliffe von FSW-Nähten aus AA5028-H116, die mit Parametern entsprechend Tabelle 2-1 geschweißt wurden

Alle drei Verbindungen zeigen die für AA5028-H116 charakteristische Mikrostruktur im Nahtbereich (siehe Abbildung 2-3).

#### 2.1.1.1.2. Mechanische Eigenschaften

Alle FSW AA5028-H116 Stumpfstoße zeigen den typischen Härteverlauf von reibrührgeschweißten, kaltverfestigten Aluminiumlegierungen (siehe Abbildung 2-4). Hierbei kommt es in der Mitte des Profils zu einem Abfall der Härte. Dieser beträgt ca. 23% des Grundmaterials und kann mit dynamischer Rekristallisation bzw. Verlust der Kaltverfestigung im Nahtbereich zusammengebracht werden. Zudem wurden keine Veränderungen der Härteprofile durch Veränderung der Schweißparameter festgestellt.

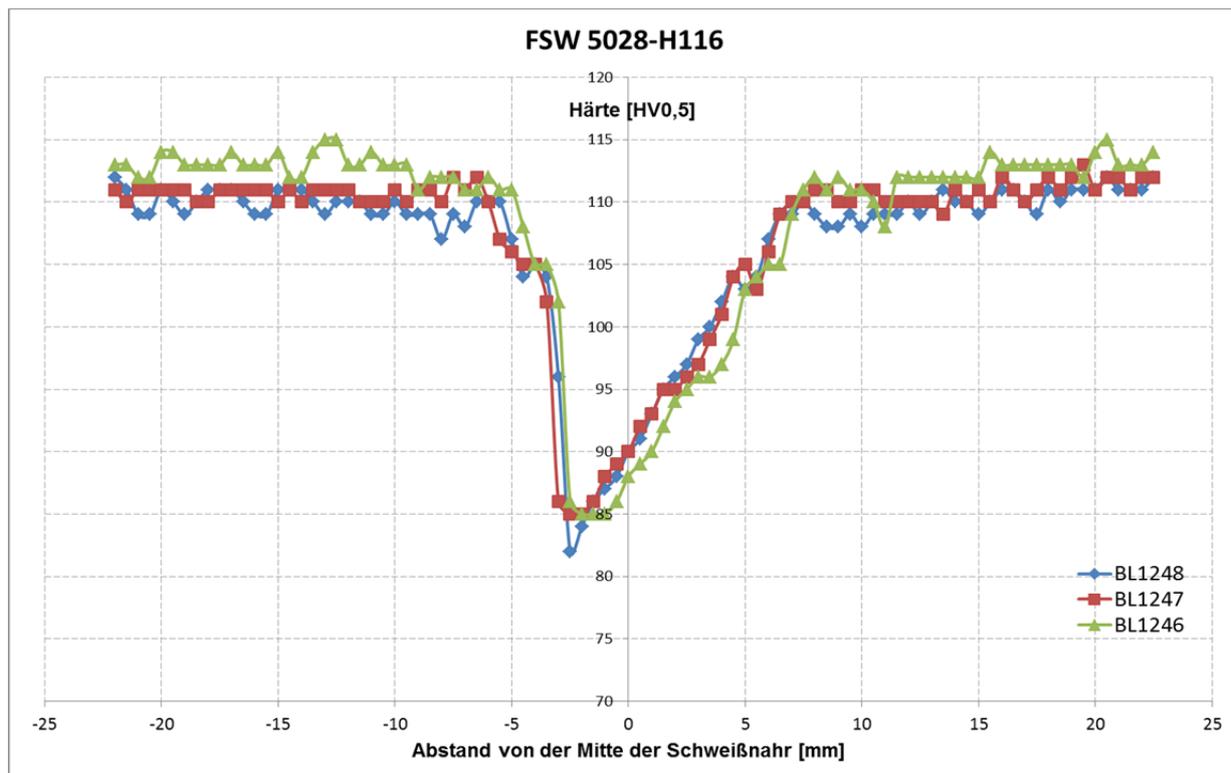


Abbildung 2-4: Härteprofil einer FSW Naht in AA5028-H116

In Tabelle 2-2 sind die ermittelten Zugfestigkeiten, sowie alle weiteren mechanischen Kennwerte der untersuchten FSW AA5028-H116 Stumpfstoßproben zusammengefasst. Alle Proben weisen eine relative hohe Zugfestigkeit auf. Die Festigkeit der FSW-Verbindungen erreichen bis zu 80 % der Festigkeit des 1,8 mm Grundmaterials (FSW Index), obwohl bei AA5028 ein Härteabfall von bis zu 25 % im Nahtbereich festgestellt wurde. Der Versagensmechanismus ist ähnlich für alle drei untersuchten Parametersätze. Der duktile Bruch findet im Übergang zwischen TMAZ und Naht statt. Sowohl die niedrigere Festigkeit der Verbindung als auch die Bruchstelle der Proben sind kongruent zu den Härteprofilen.

Wegen der hohen Festigkeit und des kleineren „Flash“ wurden die Parameter der Schweißung BL1248 für die Herstellung der geschweißten Bleche für die weiteren Untersuchungen verwendet

Tabelle 2-2: Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA5028-H116 Stumpfstöße

Schweißung	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Eindringtiefe (mm)	Rm (MPa)	FSW <sub>index</sub> (%)	Bruchstelle
BL1246	1500	800	0,2	319	76	Naht/TMAZ
BL1247		1000	0,2	326	78	Naht/TMAZ
BL1248		1000	0,1	334	80	Naht/TMAZ
GM AA5028-H116*	-----	-----	-----	418	----	

### 2.1.1.1.3. Parameterfindung für FSW AA5028-H116

Basierend auf den Ergebnissen für FSW-Stumpfstöße aus AA5028-H116 mit einer Blechdicke von 1,6 mm konnten die zugehörigen Parameter auch für Blech gleicher Dicke aus der Al-Legierung AA2024-T3 verwendet und optimiert werden. Ähnlich wie bei den FSW AA5028-H116 Verbindungen waren die Kriterien für die Parameteroptimierung eine hohe Festigkeit der Schweißnähte, fehlerfreie Verbindungen, sowie eine hohe Oberflächenqualität. Die untersuchten Parameter sind in Tabelle 2-3 zusammengefasst

Tabelle 2-3: FSW Parameter für AA2024-T3 in 1,6 mm Dicke

Schweißung	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Schultertyp	Fz (kN)	Biegetest
BL1277	1500	300	Ø12 mm; konkav	9,00	i.O.
BL1278		400		8,50	
BL1279		400	Ø12 mm; „scrolled“ konkav	8,25	
BL1280		500	8,70		

Standardmäßig wurde die Qualität der Wurzelbereiche der Schweißnähte durch Biegeversuche getestet. Die Biegeproben wurden dabei jeweils bis zu 135° gebogen, ohne dass sich offene Stellen im Wurzelbereich zeigten. Die Eindringtiefe der Schulter wurde auch hierbei so angepasst, dass kein „Flash“ entstanden ist. Alle Verbindungen zeigen die für AA2024-T3 charakteristischen „Zwiebelringmuster“, (siehe Abbildung 2-5). Wie bereits beschrieben, entstehen diese Erscheinungen durch Verrühren der Fügebleche bei gleichzeitiger Rekristallisation der Grundbleche, was auf eine gute Qualität der Verbindung hindeutet.

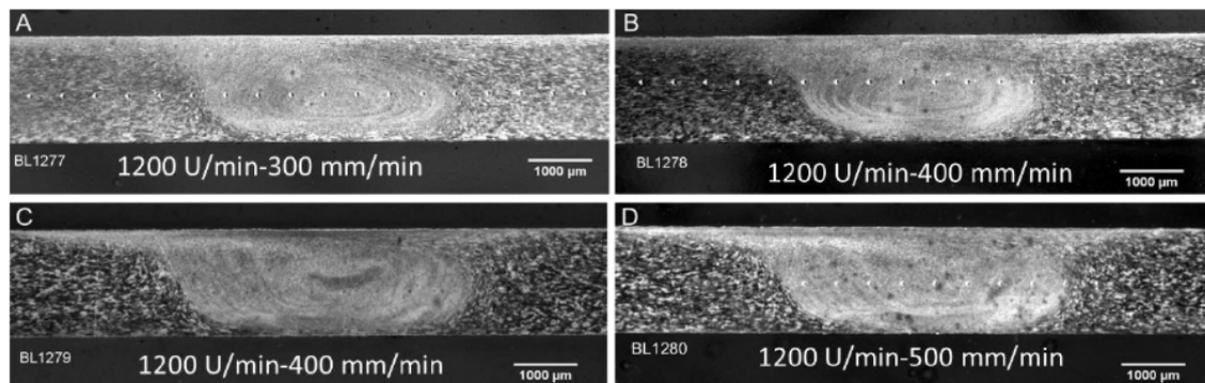


Abbildung 2-5: Querschliffe von FSW-Nähten der AL-Legierung AA2024-T3 in 1,6 mm Dicke, die mit Parametern nach Tabelle 2-3 geschweißt wurden

#### 2.1.1.1.4. Mechanische Eigenschaften

Alle FSW AA2024-T3 Stumpfstöße zeigen den typischen Härteverlauf von reibrühr-geschweißten, kaltausgelagerten AA2024 Aluminiumlegierungen (siehe Abbildung 2-6). Die Schweißnaht zeigt in der Mitte des Profils ähnliche Härteverläufe wie das Grundmaterial (ca. 145 HV<sub>0,5</sub>). Alle Härteprofile zeigen entfestigte Regionen auf beiden Seiten der Naht. In der ersten Region (-3,5 und 3,5 mm von der Nahtmitte) fällt die Härte auf ca. 120 HV ab. In der zweiten Region (-9 und 8 mm von der Nahtmitte) fällt die Härte, bezogen auf das Grundmaterial, um ca. 20% ab. Trotz ähnlicher Härteverläufe in beiden Regionen, sind die Ursachen der Entfestigung unterschiedlich. Einerseits kann der Härteverlust der AA2024 Legierung bei -3,5 und 3,5 mm (von der Nahtmitte aus gemessen) durch die Überalterung der Mikrostruktur in der TMAZ verursacht werden, während der Härteabfall der weiter entfernten Region möglicherweise auf eine Rückbildung der GPB-Zonen bzw. „S“-Phase zurückzuführen ist. Die am Grundblech gemessenen Temperaturen zeigten im Abstand von 10 mm zur Schweißnahtmitte maximale Werte von 230 °C bis 193 °C (Abbildung 2-7). Obwohl diese Temperaturen etwas höher liegen, als für die Rückbildung der GPB-Zonen notwendig ist, sind die Grundbleche diesen nur wenige Sekunden ausgesetzt. Es wurden keine bemerkenswerten Veränderungen der Härteprofile durch Veränderung der Schweißparameter festgestellt.

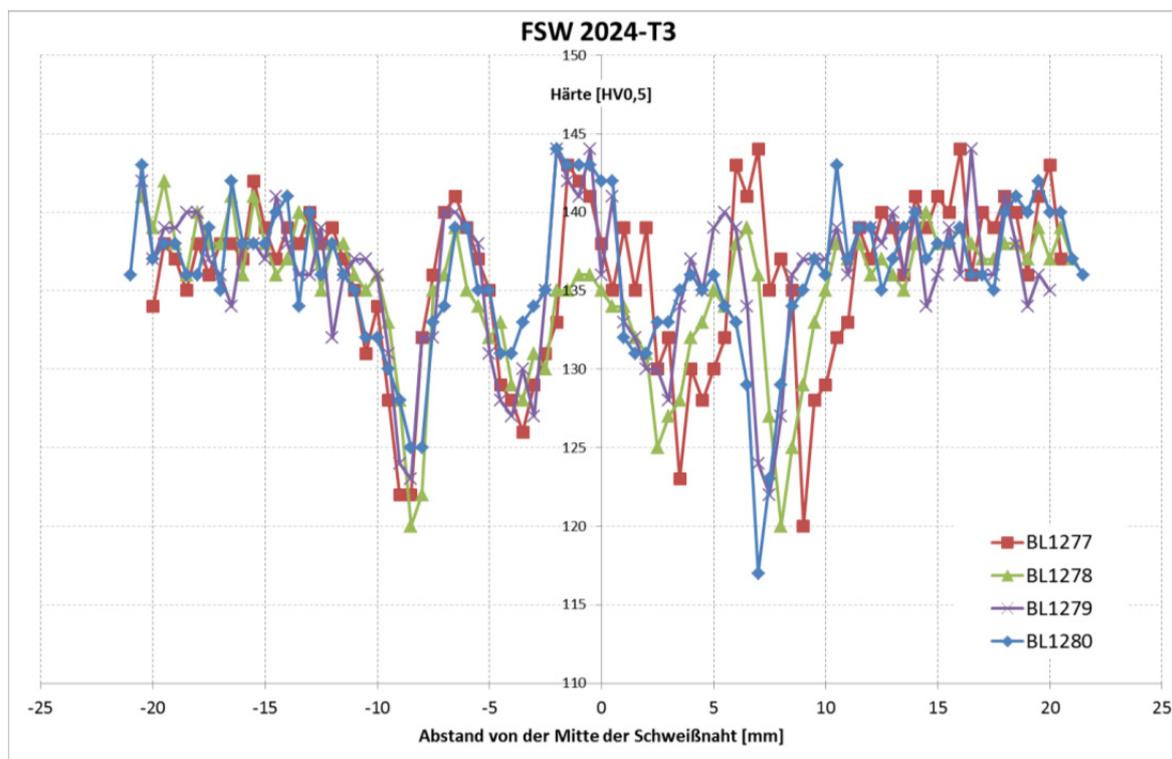


Abbildung 2-6: Härteprofile der AA2024-T3 FSW Nähte

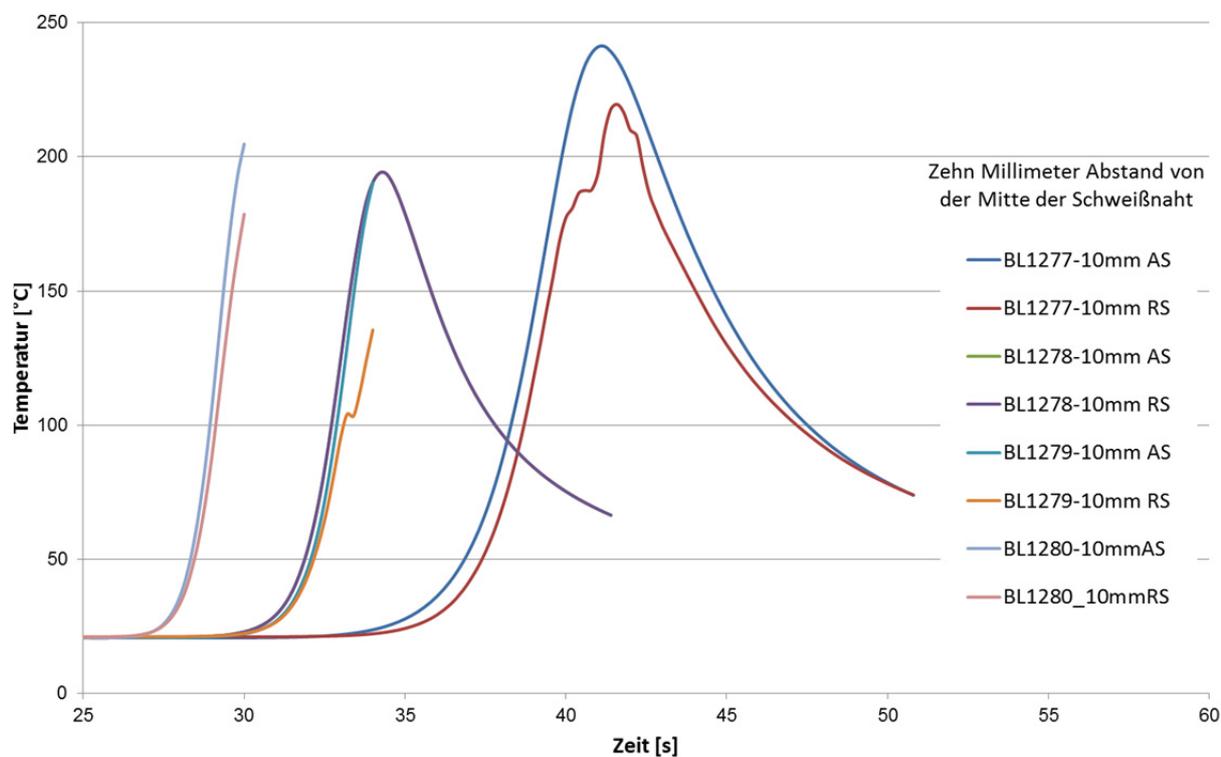


Abbildung 2-7: Temperaturentwicklung während des Schweißprozesses von 1,6 mm AA2024-T3 Blechen

In Tabelle 2-4 sind die ermittelten Zugfestigkeiten, sowie alle weiteren mechanischen Kennwerte der untersuchten AA2024-T3 FSW Stumpfstoßproben zusammengefasst. Alle Proben weisen eine relativ hohe Zugfestigkeit auf. Die Festigkeit der FSW-Verbindungen erreicht bis zu 95 % der Festigkeit des 4 mm Grundmaterials (FSW Index). Es wurden zwei verschiedene Versagensmechanismen für die untersuchten Parametersätze bzw. Schultergeometrien identifiziert (Abbildung 2-8). Bei den mit der konkaven Schulter geschweißten Blechen BL1277 und BL1278, fand der duktile Bruch in der Nahtmitte statt. Möglicherweise beruht diese Art des Versagens auf der Entstehung von LOPs, welche die Stabilität der Verbindung beeinträchtigen. Bei den Blechen BL1279 und BL1280, die mit einer „Scrolled“-Schulter geschweißt wurden, fand der duktile Bruch in einer Entfernung von 10 mm zur Nahtmitte statt. Die Lage des Bruches stimmt mit der zweiten entfestigten Region des Härteprofils überein.

Tabelle 2-4: Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA2024-T3 Stumpfstoße

Schweißung	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Fz (kN)	Rm* (MPa)	FSW <sub>index</sub> (%)	Bruchstelle
BL1277	1200	300	9	443	95	Mitte der Naht
BL1278		400	8,5	426	91	
BL1279		400	8,25	442	94	GM/HAZ
BL1280		500	8,7	441	94	
GM 2024-T3**	-----	-----	-----	468	-----	-----

\*Mittelwert aus zwei Zugproben

\*\*Zugfestigkeit von 4 mm dicken AA2024-T3 Blechen

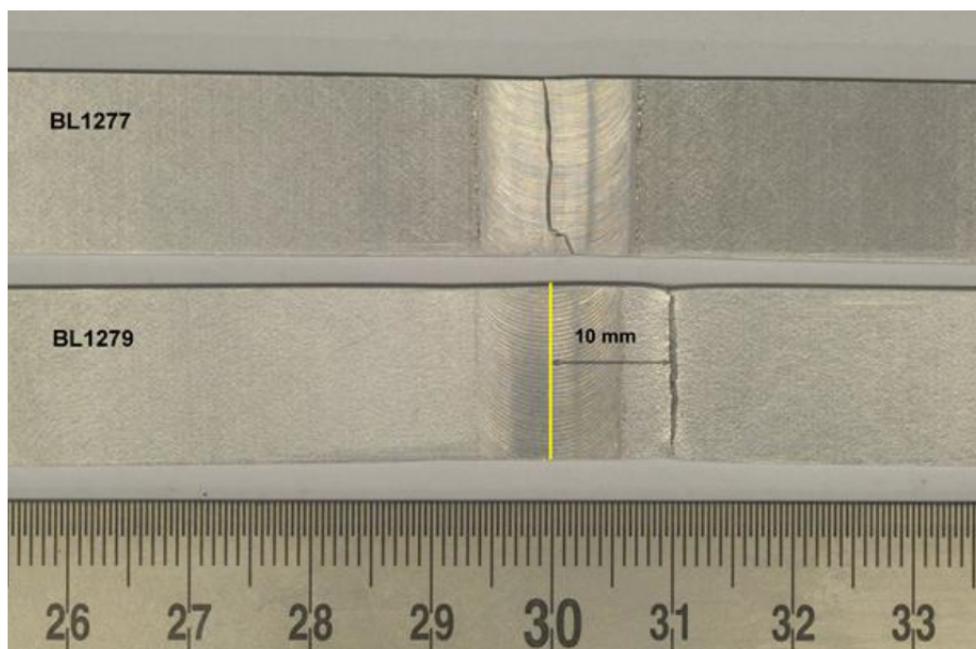


Abbildung 2-8: Einfluss von Schweißparameter bzw. Schweißwerkzeug auf das Bruchverhalten der FSW AA2024-T3 Zugproben. Die gelbe Linie auf BL1279 markiert die Mitte der Schweißnaht

### 2.1.1.1.5. Delta-N Reibrührschweißungen

Im zweiten Teil des Arbeitspaketes wurde die Effizienz der lokalen Korrosionsschutzsysteme von mittels Delta-N Werkzeug reibrührgeschweißten AA2024-T3 und AA5028-H116 Blechen getestet. Hierzu wurden vom Projektpartner Airbus Group Innovations (AGI) gleichartige, 1,6 mm dicke AA2024-T3 und AA5028-H11 Bleche mit dem Delta-N Werkzeug geschweißt. Die verwendeten Schweißparameter für die Delta-N Schweißungen sind in Tabelle 2-5. gelistet. Zum Vergleich sind die Parameter für das Standard-Werkzeug angegeben.

Tabelle 2-5: Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA2024-T3 Stumpfstoße

Material	Probe	Werkzeugtyp	Ø Pin [mm]	Ø Schulter [mm]	Drehzahl [min <sup>-1</sup> ]	Vorschub [mm/min]	Anpresskraft [kN]	Unterlage
5028-H116	BL1248	Standard	4,5	12	1500	1000	6,3	Gusseisen
	KF3	Delta-N		-----	2200	450	8	Titan
2024-T3	BL1279	Standard	4,5	12	1200	400	8,25	Gusseisen
	KE23	Delta-N		-----	1900	300	8	VA

Wie erwartet ergaben sich abhängig der FSW-Techniken unterschiedliche Schweißparameter für die 1,6 mm dicken AA2024-T3 und (gleichartige) AA5028-H116 Verbindungen. Für das Delta-N Werkzeug, bei dem der Materialfluss nur vom Schweißpin erzeugt wird, sind höhere Drehzahlen möglich jedoch gleichzeitig geringere Vorschübe notwendig im Vergleich zum Standard-Werkzeug. Dies wirkt sich besonders auf die Schweißung der AlMgSc-Legierung aus. Im Vergleich zum Delta-N Werkzeug konnten die Schweißungen mit dem Standard-Werkzeug in doppelter

Geschwindigkeit (Vorschub) produziert werden, was einen deutlichen Zeitvorteil für die Serienproduktion darstellen kann. Bei den AA2024-T3 Verbindungen liegt die Anpresskraft jedoch im selben Bereich bei beiden FSW-Technologien. Bei der AA5028-H116 Legierung ist diese hingegen um ca. 2 kN abgefallen

Die verwendeten Schweißparameter der mit dem Delta-N Werkzeug produzierten Schweißverbindungen sind von guter Qualität. Es wurden bei der Sichtkontrolle keine groben Schweißfehler (wie zum Beispiel LOPs) entdeckt. Alle geschweißten Bleche bestanden die Biegeprüfung. Abbildung 2-9 und Abbildung 2-10 zeigen die Querschliffe der FSW AA2024-T3 bzw. FSW AA5028-H116 Nähte. Im Vergleich zu den Standard FSW-Verbindungen besitzen die Delta-N Nähte eine symmetrischere Geometrie. Die Breite der Schweißnaht entspricht in etwa dem Durchmesser des Schweißpins. Es gibt kaum Unterschied zwischen der Advancing und Retreating Side. Die typischen „Zwiebelring“-Muster wurden durch lichtmikroskopische Untersuchungen nicht beobachtet. Bei der AA5028-H116 Delta-N Verbindung wurde ein feiner Nugget Flaw (mit weißem Pfeil in Abbildung 2-10 (B) markiert) entdeckt. Dennoch hatten dieser Nugget Flaw keinen Einfluss auf die Qualität der Verbindung.

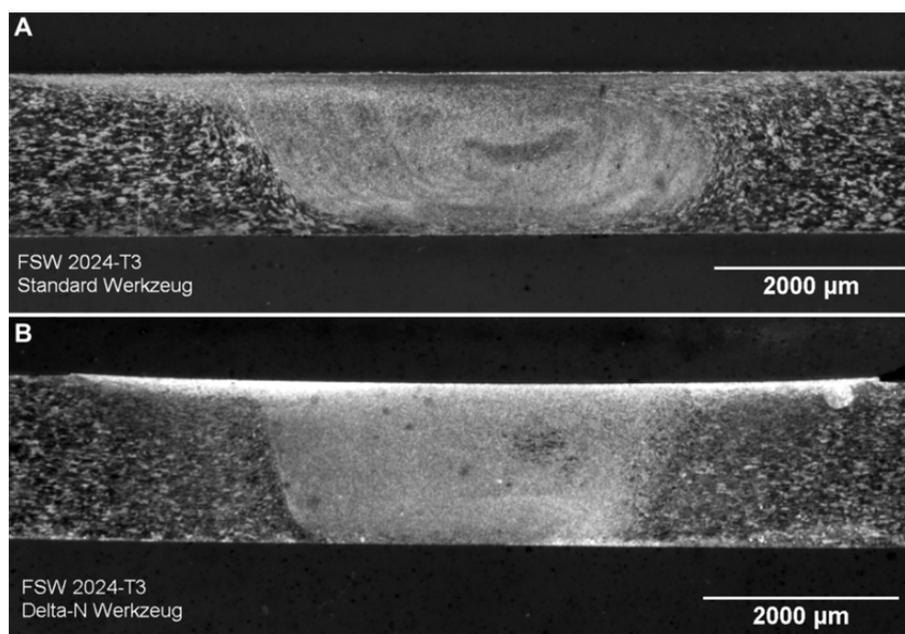


Abbildung 2-9: Querschliffe der FSW AA2024-T3 Nähte (A) Standard FSW und (B) Delta-N FSW

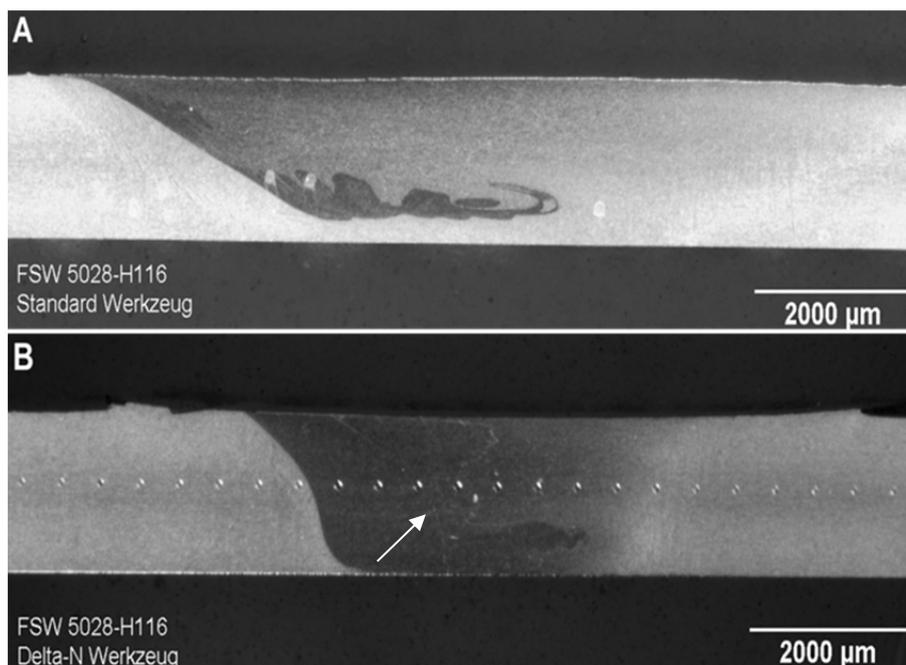


Abbildung 2-10: Querschliffe der FSW AA5028-H116 Nähte (A) Standard FSW und (B) Delta-N FSW (weißer Pfeil markiert Nugget Flaws)

Der Einfluss des Delta-N Werkzeugs auf die Mikrostruktur der geschweißten Legierungen wird im Härteprofil wiedergegeben. Abbildung 2-11 und Abbildung 2-12 stellen die Härteprofile der mit dem Delta-N Werkzeug geschweißten FSW AA2024-T3 bzw. FSW AA5028-H116 Verbindungen dar. Zum Vergleich wurden die Härteprofile der Standard FSW-Nähte eingezeichnet. Insgesamt verursachte das Delta-N Werkzeug eine schmalere wärmebeeinflusste Zone. Die Trends beider Kurven sind jedoch ähnlich bei den beiden FSW-Techniken.

Bei der AA2024-T3 Verbindung sind die typischen Härteabfälle (TMAZ und Rückbildung von GPB Zonen) gut zu erkennen (siehe Abbildung 2-11). Bei der Delta-N Schweißung liegt der niedrigste Härtewert in der TMAZ bei  $x = 2$  mm auf der Advancing side vor, anstatt bei  $x = 5$  mm im Vergleich zur Standardverbindung. Die zweite Entfestigung (Rückbildung von GPB Zonen) findet in der Delta-N Naht bei  $x = 7$  mm und in der Standard Naht bei  $x = 9$  mm statt. Obwohl die gesamte Breite des beeinflussten Materials bei der Delta-N Naht schmaler wurde, sind Einflussbereiche der einzelnen Schweißzonen im Vergleich zur Standard Naht ähnlich geblieben. Dies war besonders anschaulich auf der Retreating Side. Keine der Schweißungen wies Härtewerte über 145 HV auf, was auf eine Verhärtung der Legierung in einen T6 Wärmebehandlungszustand hindeuten würde. Eine mögliche Erklärung dafür ist die schnelle Wärmeabfuhr, welche durch die Dicke des Grundmaterials und die benutzte Schweißunterlage beeinflusst wird

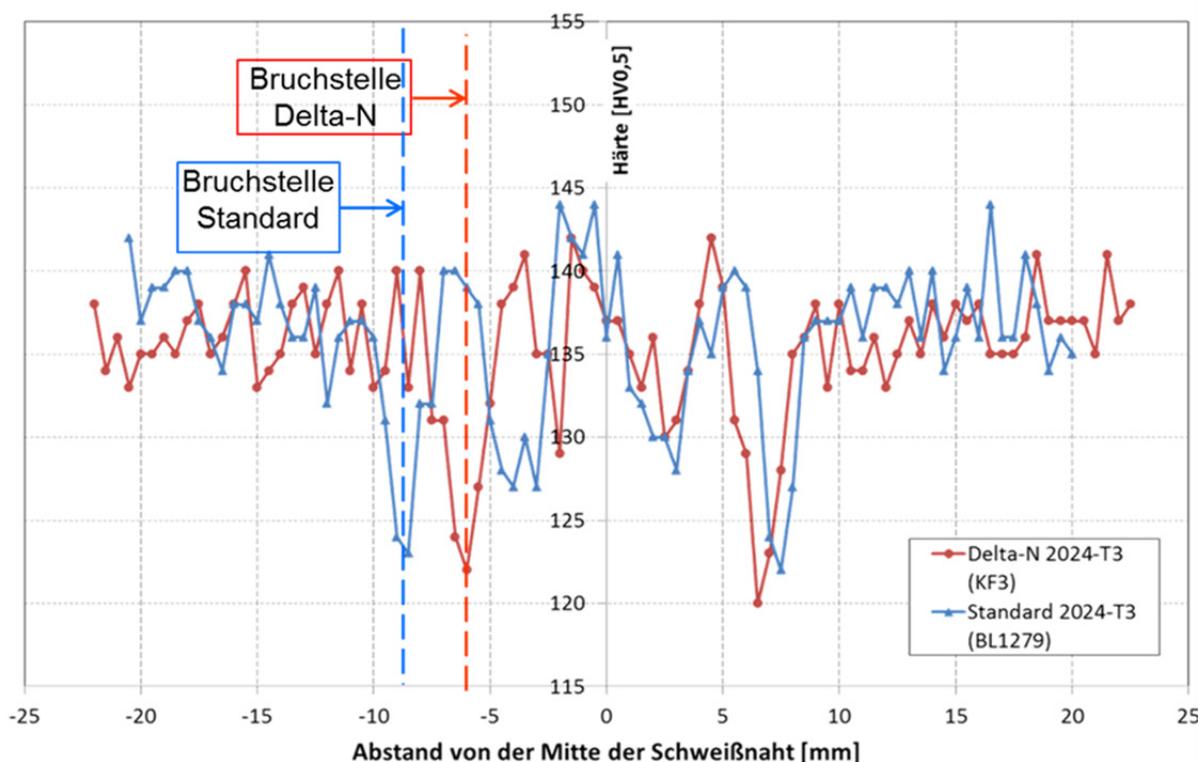


Abbildung 2-11: Härteprofile der FSW AA2024-T3 Nähte geschweißt mit einem Standard bzw. Delta-N Werkzeug

Bei der AA5028-H116 Legierung wurde die entfestigte Region in der Mitte der Schweißnaht bei  $x = -4$  mm schmäler (siehe Abbildung 2-12). Dieser Wert entspricht dem Durchmesser des Pins. Im Gegensatz dazu erreichte der Härteabfall im Nahtbereich der Standard FSW-Verbindung eine Breite von ca. 7 mm. Dieser Unterschied kann auf den „erhöhten“ Materialfluss zurückzuführen sein, der von der rotierenden Schulter erzeugt wird.

Die Zugfestigkeit der reibrührgeschweißten AA2024-T3 und AA5028-H116 Bleche sind in Tabelle 2-6 und Tabelle 2-7 zusammengefasst. Wenn beide Legierungen mit dem Delta-N Werkzeug geschweißt werden, weisen die Verbindungen hohe Festigkeiten  $R_m$  auf. Beide geschweißten Legierungen zeigten duktile Brüche entweder im Nahtbereich, wie bei AA5028, oder außerhalb der Schweißnaht, wie im Falle von AA2024. Aus diesem Grund erreichte der FSW-Index ( $R_{m,fsw}/R_{m,GM}$ ) der AA2024-T3 Schweißungen nahezu 100 %. Für den kleineren FSW-Index der AlMgSc Verbindung ist die Entfestigung der Naht verantwortlich. Es gab keine bemerkenswerten Unterschiede zwischen den Delta-N und den Standard Verbindungen. Beide Techniken erzielten ähnlichen Festigkeiten bei Schweißungen von 1,6 mm dicken AA2024 und AA5028 Blechen.

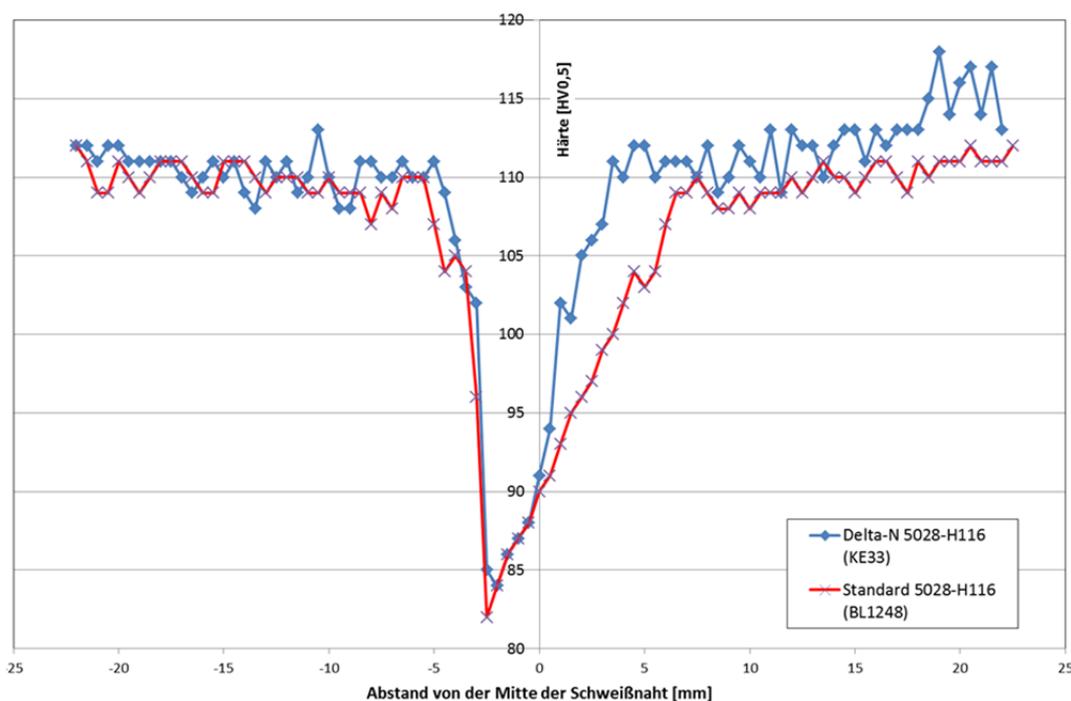


Abbildung 2-12: Härteprofile der FSW AA5028-H116 Nähte geschweißt mit einem Standard bzw. Delta-N Werkzeug

Tabelle 2-6: Zugfestigkeit von FSW AA2024-T3 Verbindungen

Probennummer	Material	Werkzeug	Dicke (mm)	R <sub>m</sub> (MPa)	Bruchstelle	FSW-index (%)
KE-23.2	2024-T3	Delta N	1,6	447	Grundmaterial	99,7
KE-23.1	2024-T3			450	Grundmaterial	99,7
BL1279	2024-T3	Standard		443	Grundmaterial/HAZ	98,8
Grundmaterial	2024-T3		4	448	----	----

Tabelle 2-7: Zugfestigkeit von FSW AA5028-H116 Verbindungen

Probennummer	Material	Werkzeug	Dicke (mm)	F <sub>max</sub> (N)	R <sub>m</sub> (MPa)	Bruchstelle	FSW-index (%)
KF3-1	5028-H116	Delta N	1,6	8603,6	335	TMAZ/GM	80
KF3-2				8428,9	329	TMAZ/GM	78
BL1248		Standard		11156	334	TMAZ/GM	80
Grundmaterial	5028-H116		1,8	----	418	----	----

Letztendlich hängt jedoch die Wahl der jeweiligen Werkzeuge für die Fertigung von primären Rumpfstrukturen von der Zugänglichkeit der zu verschweißenden Teile ab.

### 2.1.1.1.6. Ermüdungslebensdauer Von FSW-Verbindungen unter korrosiven Medien

Aus den Standard-FSW Blechen wurden Ermüdungsproben entnommen. Eine Zeichnung der Probengeometrie ist in Abbildung 2-13 dargestellt. Die „as welded“ Standard-FSW Proben wurden vor dem Test vorbereitet. Die Oberflächen der Proben wurden mit 1 µm SiC-Polierpaste glänzend poliert. Die Kanten wurden gebrochen, um die Entstehung von EckrisSEN zu vermeiden. Außerdem wurden die Proben mit flüssigem Silikonkautschuk maskiert, sodass die Korrosionsschädigung nur in dem Testbericht stattfinden kann.

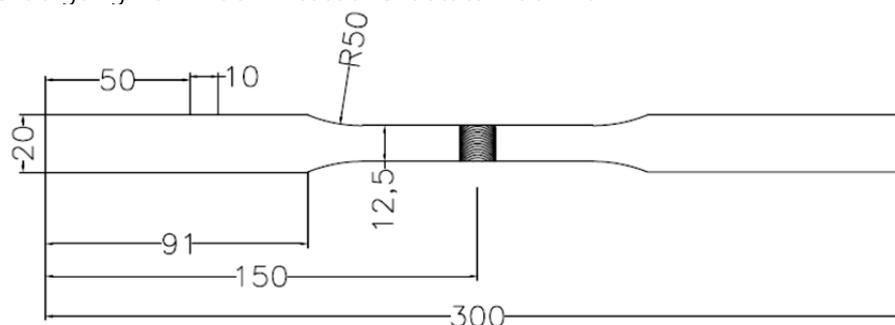


Abbildung 2-13: Probengeometrie der Ermüdungsprobe

Die „as welded“ (nicht behandelte Oberflächen) Proben wurden in einer 3,5<sub>gew.%</sub> NaCl wässrigen Lösung bei einer Frequenz von 5 Hz und einem Lastverhältnis  $R$  von 0,1 ermüdet. Die resultierende Wöhler-Kurve wurde als Referenz für die Auswahl der maximalen Spannung für die Ermüdung der lokal behandelten Proben genutzt. Diese Proben sollen eine Mindestlebensdauer von  $10^5$  Schwingspielen aufweisen. Der zugehörige Versuchsaufbau für den Wöhlerversuch unter korrosiver Umgebung ist in Abbildung 2-14 dargestellt.

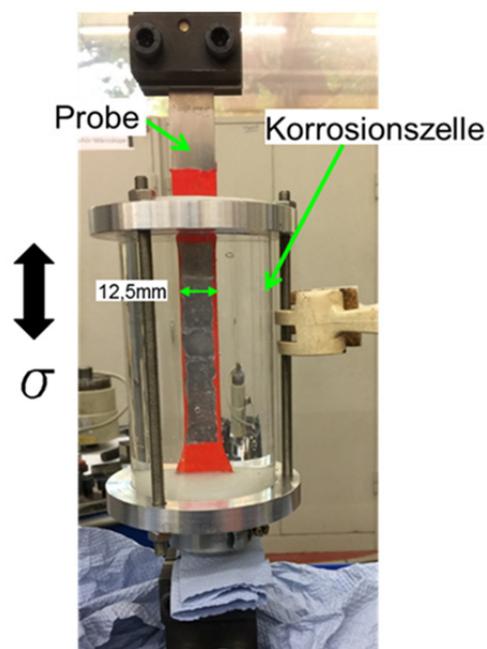


Abbildung 2-14: Versuchsaufbau der Wöhlerversuche unter korrosivem Medium

Da aufgrund der kurzen Prüfzeiten die Korrosionsschädigung möglicherweise keinen signifikanten Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer haben kann, wurden die geschweißten Proben für jeweils 100 h im Wechsellufttauch vorkorrodieren. Während eines Korrosionszyklus wurden die Ermüdungsproben für jeweils 10 Minuten in den Elektrolyten eingetaucht und anschließend 50 Minuten der Laborluft ausgesetzt. Alle Untersuchungen fanden dabei bei Raumtemperatur statt.

### 2.1.1.1.7. Laserbehandlung von FSW-Verbindungen zur Korrosionsschutz

Die Laserflächenbehandlung ist eine Methode zum Korrosionsschutz von Oberflächen durch Verbesserung der Mikrostruktur [2]. Hierdurch wird eine Lokalschmelzung der Oberfläche verursacht, wodurch Ausscheidungen aufgelöst und die Legierungselemente neu verteilt werden. Je nach Mikrosegationsgrad in der lokal geschmolzenen Schicht findet eine Veränderung der Korrosionsbeständigkeit statt [3].

Um die Korrosionsbeständigkeit der Schweißnähte zu erhöhen, wurde mit Hilfe eines ablativen Nd:YAG Lasers (Cleanlaser CL 20) eine Modifizierung der Oberfläche der Korrosionsempfindlichen Bereiche der FSW-Verbindungen vorgenommen. Zur Bestimmung geeigneter Laserparameter für die Oberflächenmodifizierung der Schweißnähte, wurden drei verschiedene Parametersätze unter Verwendung der Basislegierung AA2024-T3 untersucht. Das Ziel dieser Tests war die Herstellung einer dicken geschmolzenen Aluminiumschicht, wobei Lücken mit unbehandeltem Material zwischen Laser-Linien-Scans vermieden werden sollten. Die verwendeten Parameter sind Tabelle 2-8 zu entnehmen.

Tabelle 2-8: Nd:YAG Laserparameter zur Oberflächenbehandlung von AA2024-T3 Grundmaterial

Frequenz (kHz)	Scan-Abstand (µm)	Scangeschwindigkeit (mm/s)	Wärmeeintrag (J/cm <sup>2</sup> )
50	15	3000	12
75			8
100			6

Die behandelten Oberflächen sind in Abbildung 2-15 (a) gezeigt. Alle Parameter erzeugten eine poröse wiedererstarre Oberfläche. Im Falle Energieeinträge von 6 J/cm<sup>2</sup> und 8 J/cm<sup>2</sup> war die Abgrenzung zwischen jeder Abtastlinie noch zu erkennen. Zusätzlich waren einige Defekte (wie Kratzer), die während der Präparation der Oberfläche erzeugt wurden, weiterhin sichtbar. Die Parameter mit 12 J/cm<sup>2</sup> erzeugten eine homogenere Oberfläche, ohne Spuren der ursprünglichen Oberfläche zu hinterlassen. Detaillierte REM Untersuchungen zeigen (siehe Abbildung 2-15 (b), (c) und (d)), dass die Linien eine hohe Rauigkeit aufwiesen, die durch kleine Vertiefungen und "Perlen" aus erstarrtem Material erzeugt wurde. Die Rauigkeit des behandelten Materials erhöht sich mit der Zunahme des Wärmeeintrages. Aus diesem Grund wurden die Parameter mit 12 J/cm<sup>2</sup> gewählt, um die lokale Behandlung der Schweißflächen durchzuführen.

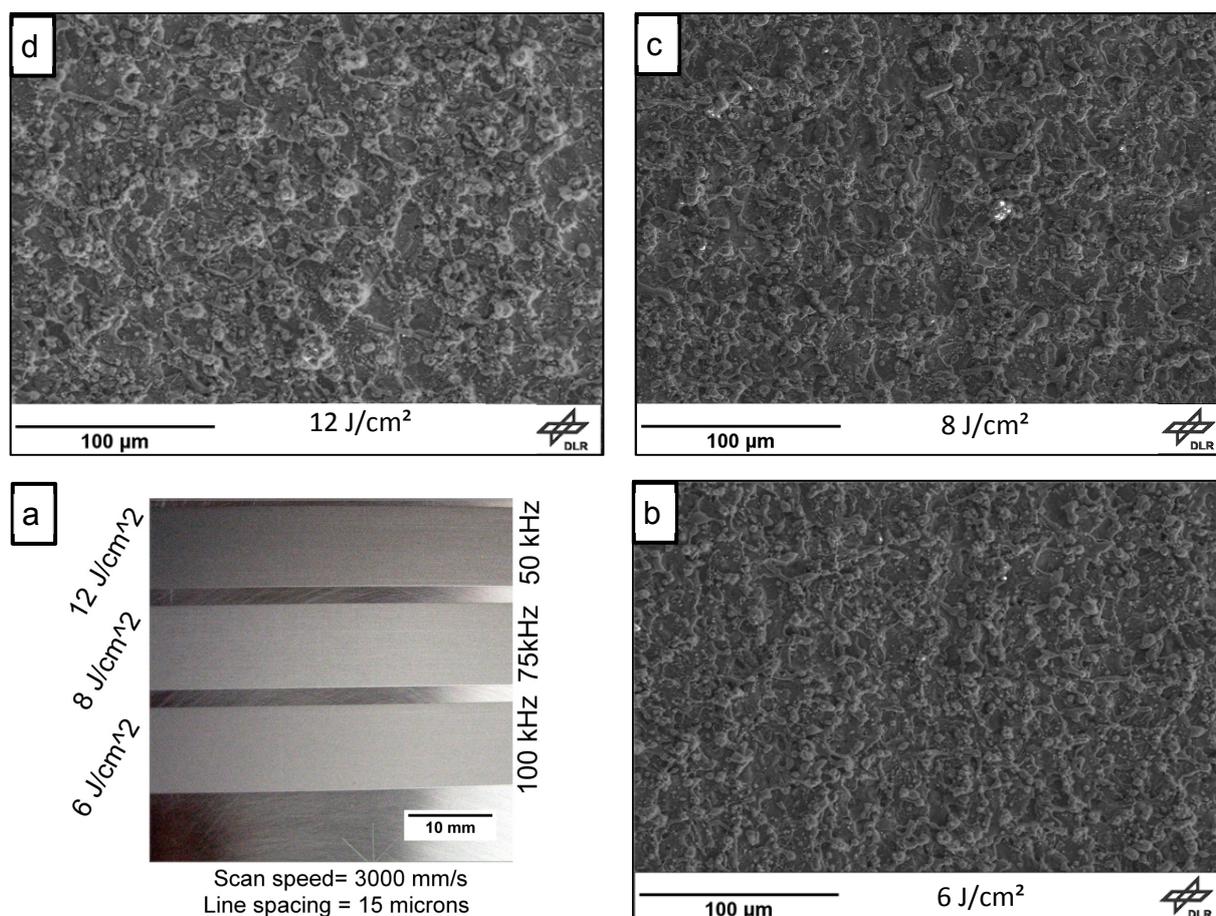


Abbildung 2-15: Versuchsaufbau der Wöhlerversuche unter korrosivem Medium (a) Laserbehandelte GM AA2024-T3, (b) (c) und (d) detaillierte REM-Aufnahmen der behandelten Oberfläche

Vor der Laserbehandlung zum Herstellen des Korrosionsschutzes wurden die FSW AA2024-T3 Proben so wie die „as welded“ Proben präpariert. Dabei verursachte die spiegelpolierte Oberfläche aufgrund des hohen Reflexionsvermögens eine Fehlfunktion in der Laserbehandlung. Die polierten Proben wurden daher zusätzlich mittels eines Polierfilzes angeraut, um eine matte Oberfläche zu erhalten. Der zentrale Bereich der mit den Standard und Delta-N Techniken hergestellten FSW AA2024-T3 Verbindungen wurde mit dem Nd: YAG Laser modifiziert (wie in Abbildung 2-16 dargestellt). Die Breite dieses Bereichs wurde auf Grundlage vorhergehender Tests interkristalliner Korrosion bestimmt und deckt die korrosionsanfälligen Regionen der Schweißnaht ab. Der Bereich, der mit dem Laser behandelt wurde, umfasste somit die S hochreaktive TMAZ/HAZ und einen Teil des Grundmaterials. Sowohl die Oberseite als auch die Unterseite der Verbindungen wurden laserbehandelt.

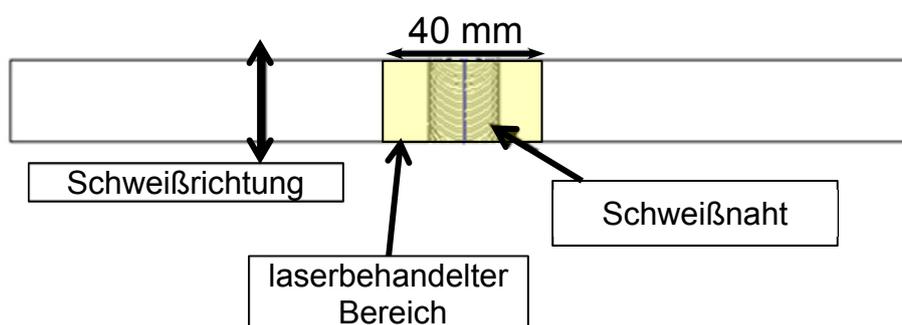


Abbildung 2-16: Prinzipskizze zur Laserbehandlung der FSW-geschweißten Probe

Um den Effekt der Vorkorrosion auf die laserbehandelten FSW-Proben zu bestimmen, wurden die Querschnitte der Schweißverbindungen, die mit den ausgewählten Parametern behandelt wurden, analysiert. Die Ergebnisse des Wechseltauchkorrosionstests sind in Tabelle 2-9 aufgelistet.

Tabelle 2-9: Einfluss von Laserbehandlung auf die Korrosionsbeständigkeit von FSW AA2024-T3 nach 100 h Wechseltauchtest

FSW AA2024-T3 Standard (Oberseite)				
Behandlung	Schweißzone	Korrosionsschädigung		Korrosionsmechanismus
		Tiefe ( $\mu\text{m}$ )	Breite ( $\mu\text{m}$ )	
Nicht behandelt	Grundmaterial	Einzelne isolierte Schädigungen		Flächenkorrosion
	TMAZ/WEZ	185	1130	Interkristallin
	Naht	76	86	
1x behandelt	Grundmaterial	Einzelne isolierte Schädigungen		Flächenkorrosion
	TMAZ/WEZ	94	523	Interkristallin / Lochfraß
	Naht	Einzelne isolierte Schädigungen		Interkristallin
2x behandelt	Grundmaterial	Einzelne isolierte Schädigungen		Interkristallin
	TMAZ/WEZ	160	697	Interkristallin / Lochfraß
	Naht	66	159	Interkristallin
FSW AA2024-T3 Standard (Unterseite)				
Behandlung	Schweißzone	Korrosionsschädigung		Korrosionsmechanismus
		Tiefe ( $\mu\text{m}$ )	Breite ( $\mu\text{m}$ )	
Nicht behandelt	Grundmaterial	Einzelne isolierte Schädigungen		Flächenkorrosion
	TMAZ/WEZ	219	2823	Interkristallin
	Naht	Einzelne isolierte Schädigungen		
1x behandelt	Grundmaterial	115	573	Flächenkorrosion
	TMAZ/WEZ	80	400	Interkristallin / Lochfraß
	Naht	Einzelne isolierte Schädigungen		Interkristallin
2x behandelt	Grundmaterial	114	643	Interkristallin
	TMAZ/WEZ	157	2124	Interkristallin / Lochfraß
	Naht	50	100	Interkristallin

Die Laserbehandlung der Schweißoberflächen bewirkte eine Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit bei den 100 h Wechsellasttests in wässriger 3,5%wt-er NaCl Lösung. Nach einer visuellen Prüfung zeigten die Schweißnähte nur Flächenkorrosion im Grundmetall. Die WEZ Streifen hingegen wiesen lokalisierte Angriffe in Form von vereinzelten rötlichen Flecken (wahrscheinlich Pitts) auf (siehe Abbildung 2-17). Die einfach laserbehandelte Probe war hierbei am stärksten von der Korrosion betroffen. Der Nahtbereich hingegen wies keine Angriffsspuren auf.

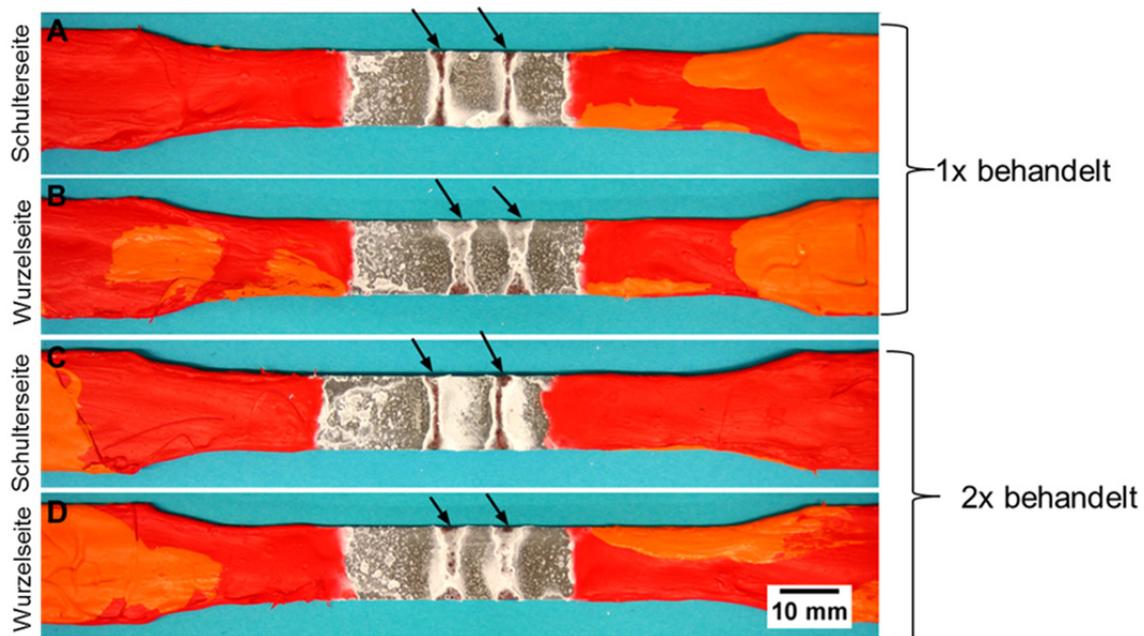


Abbildung 2-17: Nd:YAD Laser behandelte FSW AA2024-T3 Verbindungen nach 100 h Wechsellastkorrosion. Die Pfeile zeigen den lokalisierten Korrosionsangriff auf die WEZ

Detaillierte Untersuchungen der Querschnitte der korrodierten Proben zeigten jedoch Ergebnisse, die denen der visuellen Untersuchung widersprachen. Die doppelte Laserbehandlung hatte offenbar einen geringeren Effekt auf das Korrosionsverhalten als die Einzelbehandlung. Die WEZ zeigte dabei Bereiche, die stärker von der Korrosion angegriffen werden. Abbildung 2-18 zeigt den lokalisierten Korrosionsangriff auf die WEZ und die Schweißnaht. Ein weiterer Effekt der doppelten Behandlung war die Veränderung des Korrosionsmechanismus von interkristalliner Korrosion zu einer interkristallinen/lochfraß-Kombination. Diese zwei Änderungen können mit dem durch die Laserbehandlung verursachten thermischen Zyklus verbunden sein. Obwohl der Laser nur eine extrem kurze Zeit einwirkt, ist die Wärmemenge hoch genug, um mikrostrukturelle Veränderungen in der AA2024-T3-Legierung zu bewirken, was möglicherweise eine Ausscheidung von AlMgCu-Partikeln verursacht.

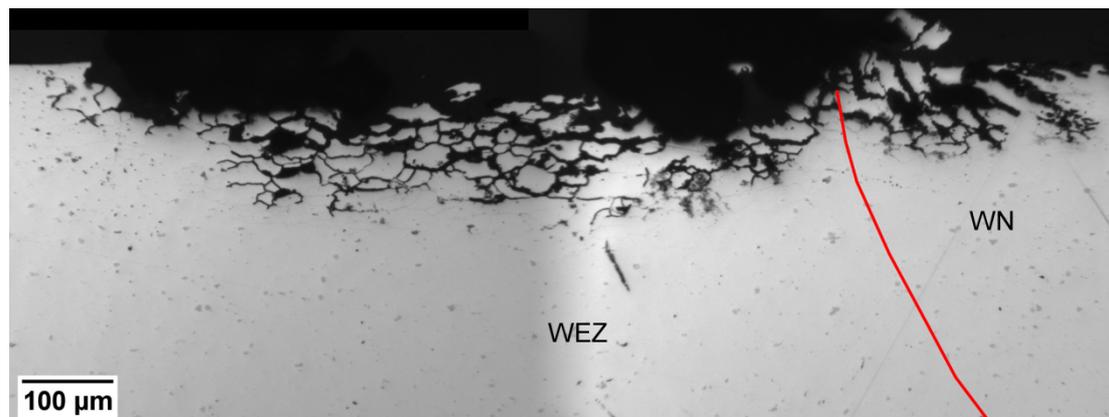


Abbildung 2-18: Lokalisierter interkristalliner Korrosionsangriff auf WEZ und Schweißnaht (WN) von laserbehandeltem FSW AA2024-T3 nach 100 h Wechseltauchkorrosionstest. Die rote Linie markiert den Übergang zwischen WEZ und WN

Abbildung 2-19 zeigt das Wöhlerdiagramm der in der 3,5% igen Salzlösung ermüdeten und vorkorrodierten FSW AA2024-T3 Proben. Hierbei wurden die Ermüdungsergebnisse der 4 mm dicken vorkorrodierten Proben aus FSW AA2024-T3, die unter Laboratmosphäre getestet wurden, als Referenz aufgenommen. Die meisten laserbehandelten Proben wurden mit einer maximalen Spannung von 125 MPa ermüdet.

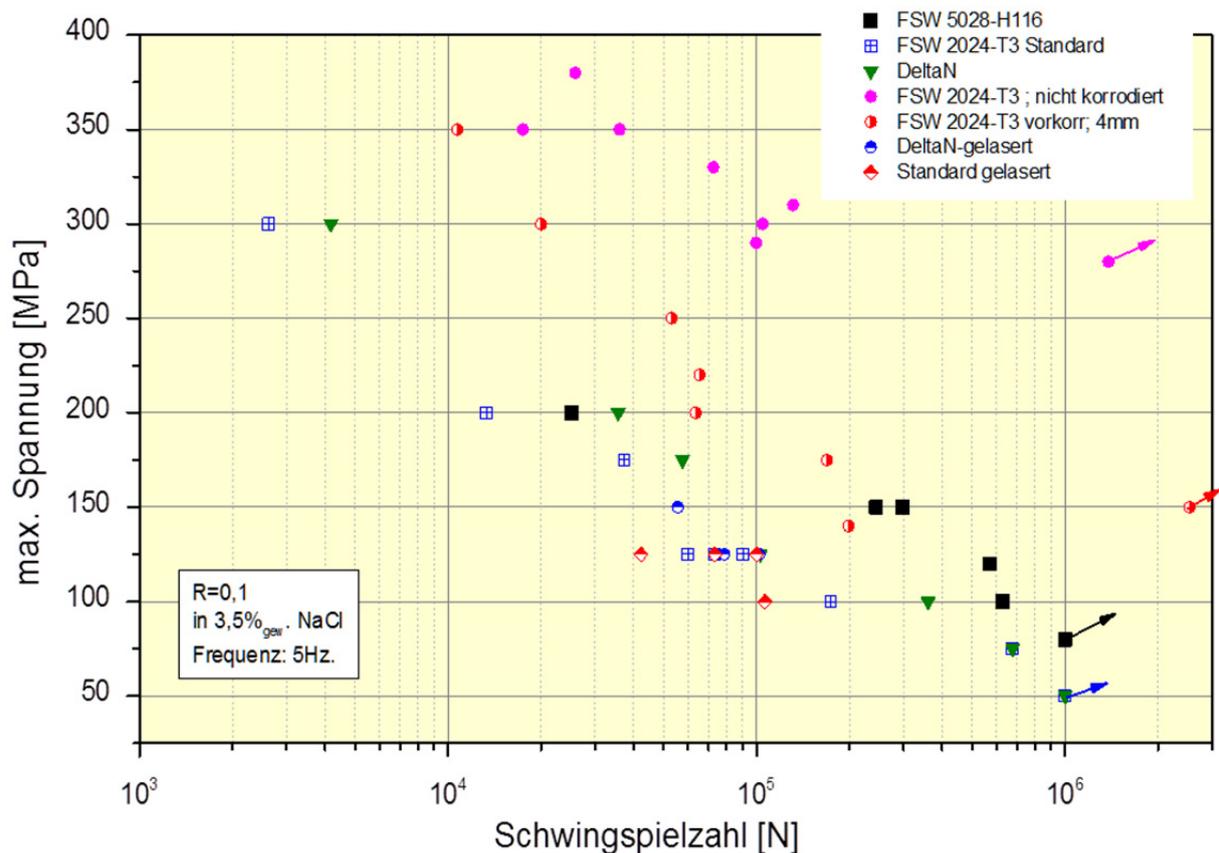


Abbildung 2-19: Wöhlerkurve von in verschiedenen Medien untersuchten FSW AA2024-T3 Verbindungen

Es ist erkennbar, dass sich die Korrosion nachteilig auf die Ermüdungsfestigkeit der Schweißverbindungen auswirkt. Die erreichte Dauerfestigkeit ( $n = 10^6$  Zyklen) der AA2024-T3 Schweißungen (blaue Quadrate), die unter korrosivem Einfluss getestet wurden, liegt bei einer sehr niedrigen maximalen Spannung  $\sigma$  von ca. 50 MPa. Im Vergleich zu der FSW AA5028-H116 Verbindung (schwarze Quadrate) resultiert dies in einer 40 % niedrigeren Ermüdungsfestigkeit. Die Lebensdauer verringert sich im Zeitfestigkeitsbereich ( $10^4 < n < 10^6$ ) um etwa 200 % bis 600 %. Die an Laborluft getesteten 4 mm dicke FSW AA2024-T3 Proben erreichten eine Dauerfestigkeit ( $n = 10^6$  Zyklen) von  $\sigma = 280$  MPa während diese hingegen unter Einfluss des Korrosionsmediums auf 50 MPa abfällt.

Die Ermüdungslebensdauern der laserbehandelten Proben zeigten zudem eine große Streuung. Mit Ausnahme einer einzelnen Probe jeder Schweißung erreichten die ermüdeten Proben nicht die erforderliche Ermüdungsgrenze von  $10^5$  Lastzyklen.

Im Anschluss der Versuche wurden REM-Untersuchungen der Bruchflächen von ausgewählten Proben durchgeführt. Die in Salzlösung ermüdeten Proben zeigten dabei eine tiefe interkristalline Korrosionsschädigungen in der WEZ, die nach der Vorkorrosion entstanden sind und während der zyklischen Belastung weiter gewachsen sind. Diese korrodierten Bereiche erstreckten sich über die gesamte Breite der Probe. Die Tiefe des Angriffs betrug ca. 200  $\mu\text{m}$ , was deutlich tiefer ist, als die

Korrosionsschädigungen, nach 100 h Wechselltauchkorrosion. Die kristallinen Korrosionszonen dienten dabei als Initiierungsstellen für Ermüdungsrisse, wie in Abbildung 2-20 gezeigt ist.

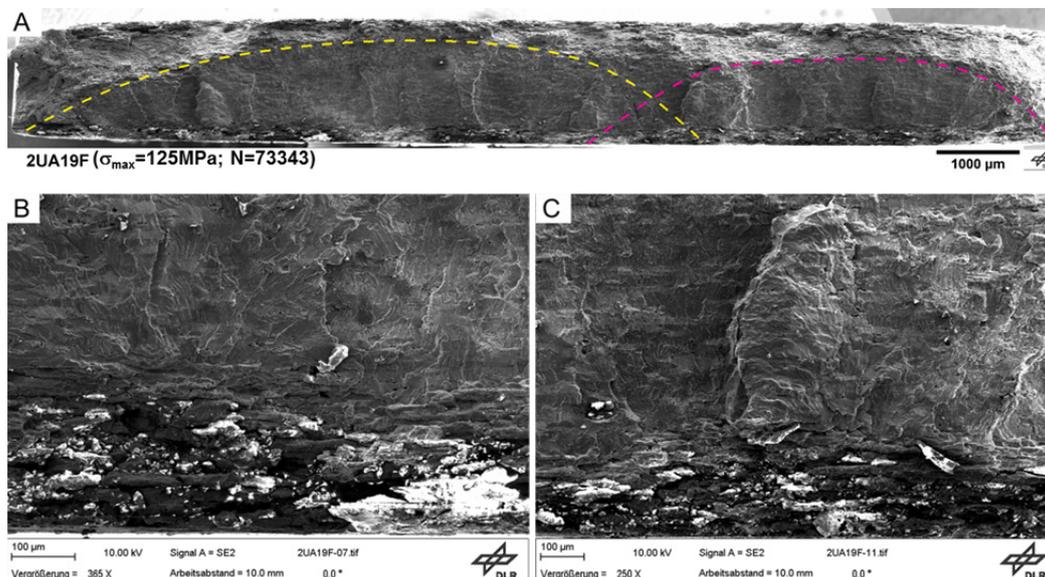


Abbildung 2-20: Bruchfläche einer in 3,5%wt NaCl wässrigen Lösung ermüdeten laserbehandelte FSW AA2024-T3 Verbindung.

### 2.1.1.2. Ermüdungs-Spannungsrissskorrosion von gemischten FSW 2198-T8/5028-H116 Verbindungen

Durch die Kombination von AlCuLi und AlMgSc kann eine Gewichtsreduktion von primären Luftfahrtstrukturen noch weiter gesteigert werden. Das AlMgSc Hautfeld mit einem AlCuLi-Fensterrahmen stellt ein wahrscheinliches zukünftiges Szenario dar. Es ist allgemein bekannt, dass auf Grund der Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung der Legierungen der Korrosionswiderstand der gemischten FSW-Verbindungen von galvanischen Kopplungen zwischen den Ausgangsblechen abhängig ist. Normalerweise wird das reaktivere Material vorzugsweise aufgelöst und gibt somit dem edleren Material kathodischen Schutz. Dieser Mechanismus kann in der Naht, wo beide Legierungen in engem Kontakt miteinander sind, besonders ausgeprägt sein. Es ist daher von besonderer Wichtigkeit zu verstehen, welche Faktoren die Korrosionsschädigungsentwicklung beeinflussen und deren Konsequenzen für die Integrität der geschweißten Struktur. Zur Beurteilung des Korrosionsverhaltens unter mechanischen Belastungen wurden gemischten FSW AlCuLi/AlMgSc-Verbindungen untersucht.

#### 2.1.1.2.1. Parameterfindung für gemischte FSW AA5028-H116/AA2198-T8 Verbindungen

Neben den in Abschnitt 2.1.1.1.1 genannten Kriterien für die FSW Parameteroptimierung (hohe Festigkeit, frei von Fehlern, gute Oberflächenqualität) sollte zudem eine gute Vermischung der Fügepartner erzielt werden. Bei gleicher Nahrichtung, wurden hierbei die Positionen der AA2198 und AA5028 Bleche wechselweise zueinander vertauscht, um den Einfluss der Schweißrichtung

zu untersuchen. Für die ungleichartige AA2198-T8/AA5028-H116 Verbindung erfolgten Untersuchungen zum Einfluss der FSW-Parameter auf die Nahtqualität bei Stumpfstößen. Hierfür wurde ein profiliertes Werkzeug mit einem Schulterdurchmesser von 15 mm und einem Stiftdurchmesser von 4,5 mm verwendet. Die Schweißparameter sind in Tabelle 2-10 gelistet. Zum besseren Verständnis des FSW-Prozesses wurden Werkzeugkräfte und Drehmomente aufgezeichnet.

Tabelle 2-10: FSW-Parameter für das Reibrührschweißen gemischter Verbindungen aus AA2198-T8/AA5028-H116

Schweißung	Adv. Side	Ret. Side	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Fz (kN)	Mz (N-m)
BL1233	5028-H116	2198-T8	1200	400	10,4	-25
BL1235				500	8,4	-23,5
BL1234	2198-T8	5028-H116	1200	400	8,7	-20
BL1236				1400	400	9,2
BL1237			600		9,0	-22

Alle FSW-Nahte wiesen eine gute Oberflächenqualität auf. Es wurden nach der Sichtkontrolle keine auffälligen Stellen (LOP, Lunker, usw.) gefunden. Alle FSW-Verbindungen bestanden zudem den Biegetest. Die ungleichartigen FSW-Verbindungen zeigen trapezförmige Schweißnähte, deren jeweils größte Seite (Oberseite) dem Durchmesser der eingesetzten Werkzeugschulter entspricht. Die Schweißnähte besitzen das für FSW-Nähte typische „Zwiebelring“-Muster, das aus Streifen von feinen rekristallisierten Körnern beider Grundlegierungen besteht. Die Durchmischung dieser Streifen wurde von der relativen Lage zum Schweißwerkzeug beeinflusst. Bei der Schweißung BL1233 und BL1235 (AA2198 auf der „Retreating Side“) hat sich die Durchmischung beider Legierung auf den Wurzelbereich begrenzt. In der mittleren und oberen Region der Naht haben die rekristallisierten AA5028 und AA2198 Legierungen zwei Fronten gebildet, so dass keine Durchmischung stattgefunden hat (siehe Abbildung 2-21, Oben). Die Fixierung der AA2198 Legierung auf der „Advancing Side“ erzeugte eine bessere Vermischung der rekristallisierten AA2198 und AA5098 Streifen, wie die drei unteren Querschliffe in Abbildung 2-21 zeigen.

## Adv. Side

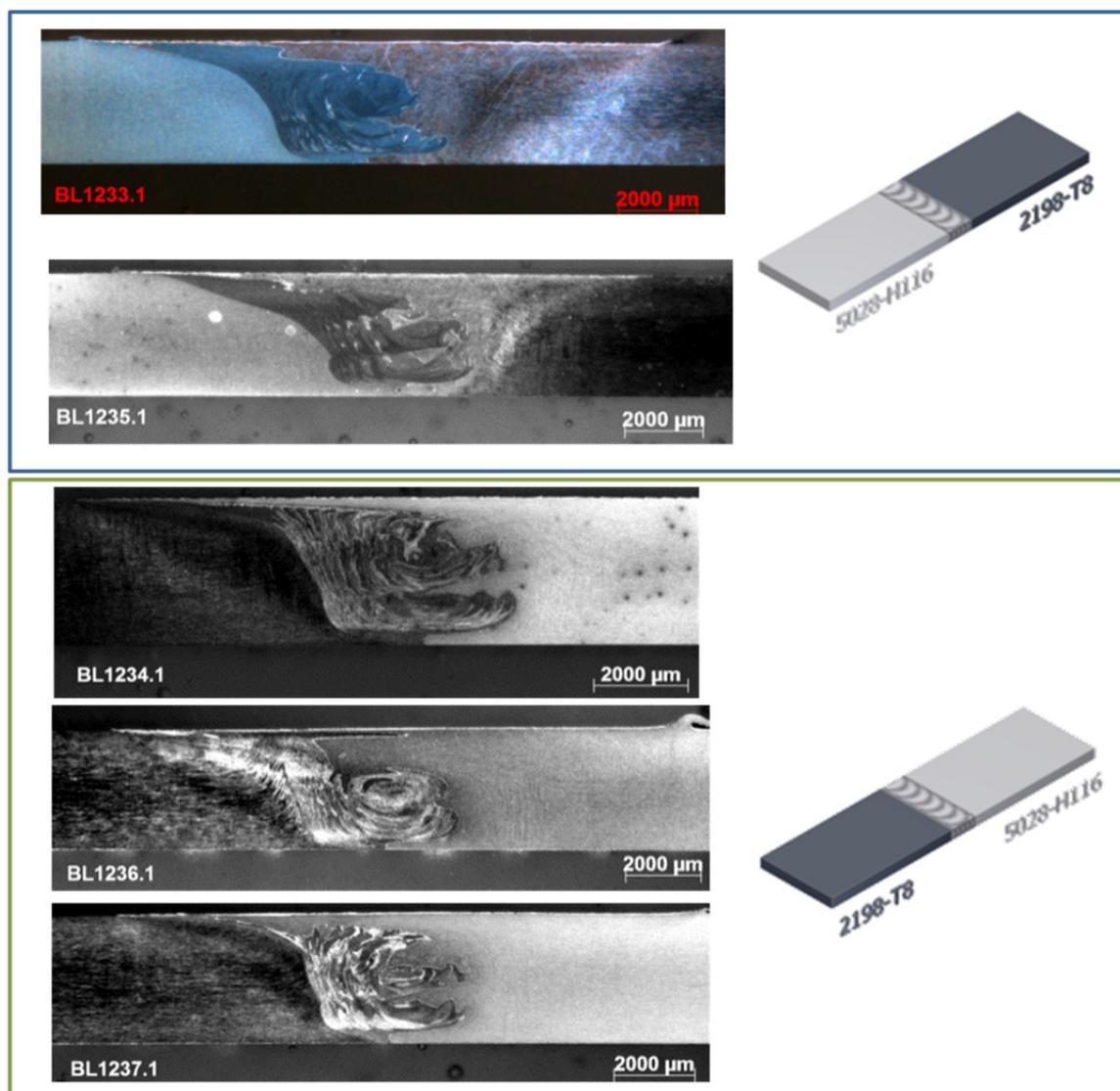


Abbildung 2-21: Einfluss von relativer Position der Grundplatten und Schweißparameter auf Geometrie der Schweißnähte von AAFSW 2198/5028 Stumpfstoßen

Abbildung 2-22 zeigt Querschliffe auffälliger Bereiche der gemischten FSW-Verbindung. Die thermomechanisch beeinflussten Zonen (TMAZ) weisen einen hohen Rekristallisationswiderstand auf, d. h. in diesen Bereichen findet nur ein sehr geringes Maß an (Teil-) Rekristallisation statt. Im vorliegenden Fall zeigen die Schliffbilder in diesen Bereichen Körner, die bis zu 90° gedreht sind. Es ist anzumerken, dass der Übergang von Schweißnaht zu TMAZ auf der Ret. Side (AA5028) gleichmäßig verläuft. Auf der Adv. Side hingegen liegt eine schärfere Trennung zwischen vollrekristallisierten Körnern der Naht und die um 90°-gedrehte, teilrekristallisierte AA2198 Körner der TMAZ vor. Ferner zeigen lichtmikroskopische Untersuchungen der Naht eine scharfe Trennung zwischen den Streifen beider Legierungen (siehe Abbildung 2-22 (b)). Es ist anzunehmen, dass in diesen Bereichen keine Diffusion zwischen den Legierungen stattfand,

sodass diese Streifen im Wesentlichen die chemische Zusammensetzung der Grundmaterialien aufweisen und somit die Eigenschaften derer behalten.

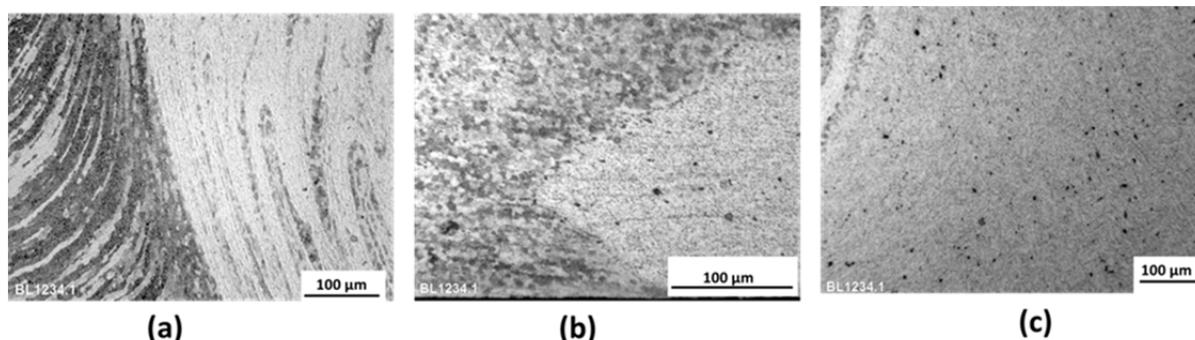


Abbildung 2-22: Detailaufnahme von (a) Übergang Naht TMAZ-AA2198 (b) Wurzelbereich der Naht (c) TMAZ-AA5028

Der Einfluss von Schweißparameter und Position der Grundplatten auf die Härteprofile der FSW AA2198/AA5028 Verbindung ist in Abbildung 2-23 und Abbildung 2-24 dargestellt. Die TMAZ der AA2198 Legierung führte dabei unabhängig von ihrer Position zu einem typischen Härteverlust von ca. 60 %, für FSW-geschweißte „peak-aged“ Aluminiumlegierungen, Diese Entfestigung kann dabei mit Überalterungsprozessen in Zusammenhang gebracht werden.

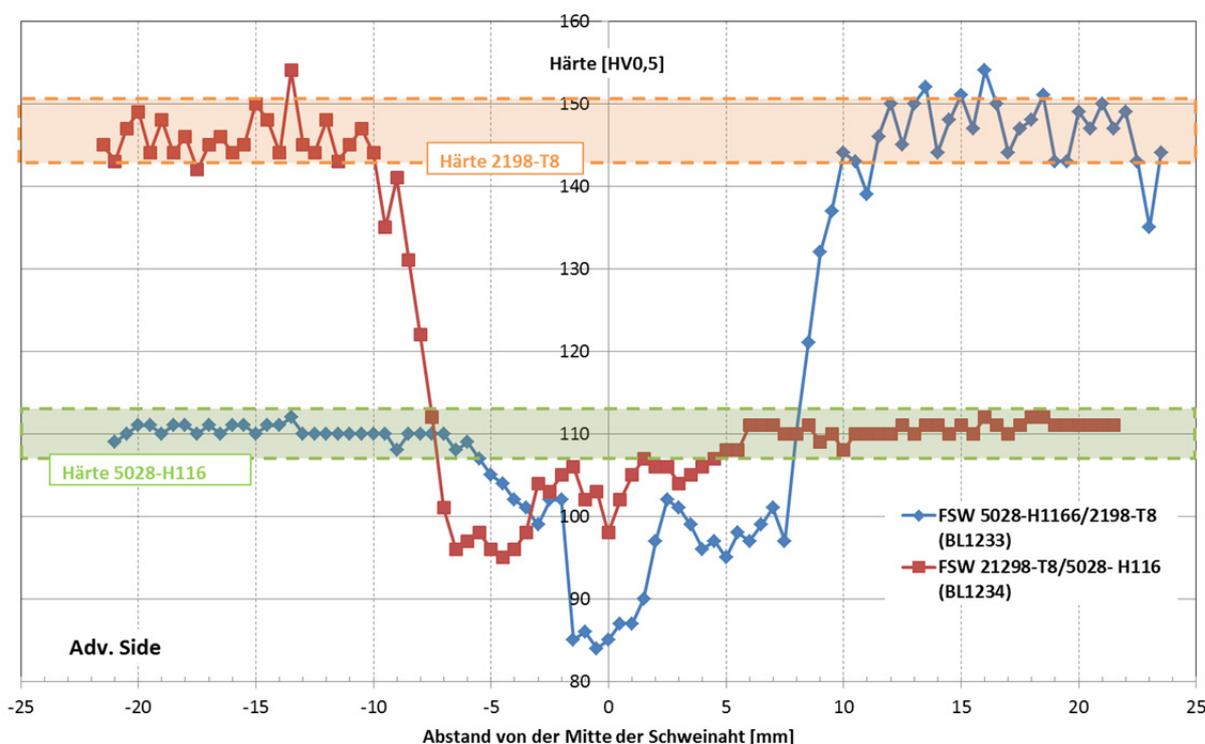


Abbildung 2-23: Einfluss der Position der Grundmaterialien auf das Härteprofile von FSW AA2198/AA5028

Die Positionierung der Grundplatten verursachte unterschiedliche Verteilungen der Härte im Nahtbereich. Bei der BL1234 (AA2198 auf Adv. Side) kam es zu einer relativ geringen Entfestigung der Naht, während die Härte (ähnliche wie bei gleichartigen FSW AA5028 Verbindungen) auf bis zu 84 HV in der Adv. Side der Naht abfällt ( $x = 0,5$  bis  $-1,5$  in Abbildung 2-23). Dieser Unterschied in der Härte ist auf die Verteilung bzw. Vermischung der AA2198 Legierung zurückzuführen. Obwohl das AA2198-T8 Grundmaterial aufgrund dynamischer Rekristallisation und nachfolgender Kaltauslagerung entfestigt wird, reichte die Restfestigkeit aus, um die AA5028 Legierung zu verstärken.

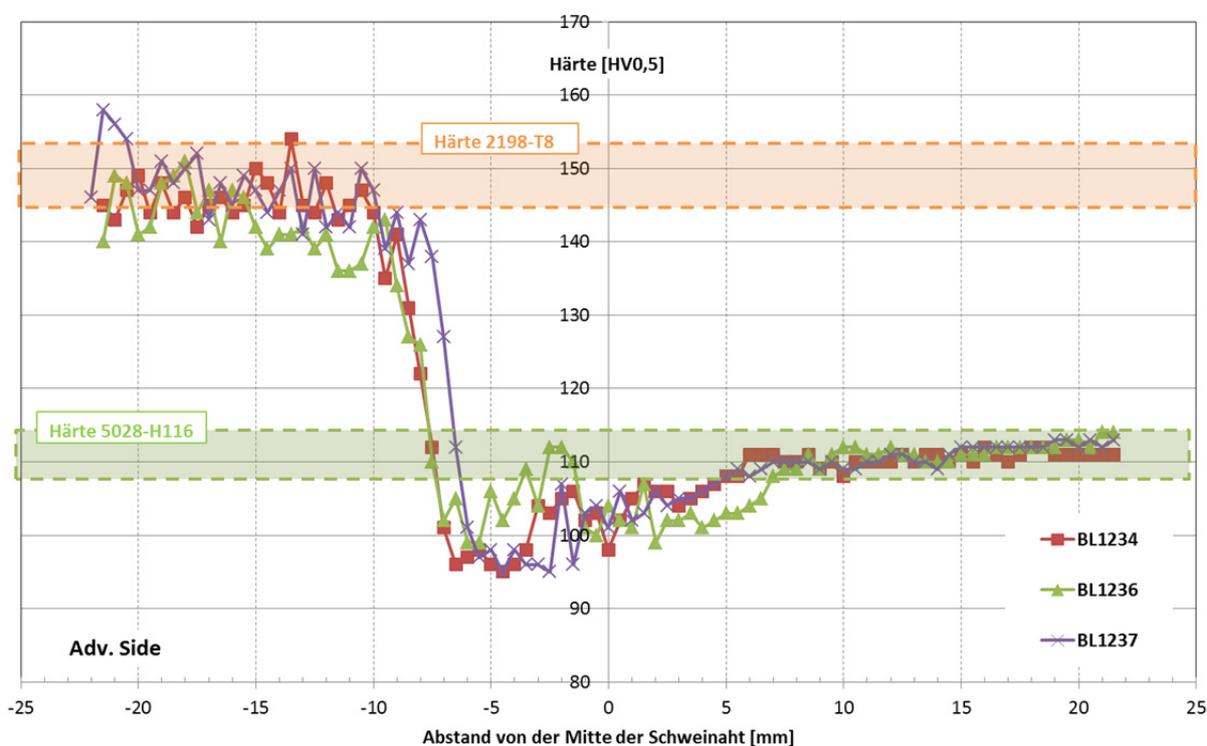


Abbildung 2-24: Einfluss von Schweißparameter auf das Härteprofil von FSW AA2198/AA5028-H116 Verbindungen

Variationen von Drehzahl und Vorschub des Schweißwerkzeugs erzeugten minimale Änderungen der Härteprofile der ungleichartigen FSW AA2198/AA5028 Verbindungen. Der Haupteinfluss war in der TMAZ/WEZ der AlCuLi-Legierung zu erkennen ( $x = 1,5$  bis  $-7$  der Härteprofile in Abbildung 2-24). Je höher der Wärmeeintrag, desto geringer wurde die Härte. Das heißt, dass „heißere“ Parametersätze (wie zum Beispiel BL1234) eine breitere und weichere TMAZ als „kältere“ Parameter (BL1236) erzeugen.

In Tabelle 2-11 sind die ermittelten Zugfestigkeiten, sowie alle weiteren mechanischen Kennwerte der untersuchten ungleichartigen FSW AA5028-H116 Stumpfstoßproben zusammengefasst. Alle Proben weisen eine hohe Zugfestigkeit auf. Die Festigkeiten der FSW-Verbindungen erreichen bis

zu 92 % der Festigkeit des AA5028 Grundmaterials (FSW Index). Der Versagensmechanismus ist ähnlich für alle drei untersuchten Parametersätze. Der duktile Bruch fand im Übergang zwischen Naht und TMAZ auf der AA5028-Seite statt, unabhängig von ihrer relativen Position. Sowohl die niedrigere Festigkeit der Verbindung als auch die Bruchstellen der Proben stimmen mit den Veränderungen der Schweißparameter und den Ergebnissen der Härteprofile überein.

Tabelle 2-11: Zugfestigkeit von ungleichartige FSWAA2198/AA5028 Stumpfstoße

Schweißung	Adv. Side	Ret. Side	Drehzahl (U/min)	Vorschub (mm/min)	Rm* (MPa)	FSW <sub>Index</sub> (%)	Biege-test
BL1233	5028	2198-T8	1200	400	354	85	i.O
BL1235	H116			500	359	87	
BL1234	2198-T8	5028-H116	1200	400	376	91	
BL1236				1400	400	366	
BL1237			600		377	92	
GM 5028-H116	----- -	-----	-----	-----	411	-----	

Obwohl die Schweißung BL1237 die höchste Festigkeit aufwies, wurden die Parameter der BL1234 weiterhin genutzt, auf Grundlage der besseren Durchmischung der Grundlegierungen.

### 2.1.1.2.2. Korrosionsverhalten gemischter FSW AA5028-H116/AA2198-T8 Verbindungen

Um einen ersten Überblick über das Korrosionsverhalten der ungleichartigen FSW AA2198/AA5028 Verbindung zu bekommen, wurden interkristalline Korrosionstests (IK) nach ASTM G110 durchgeführt. Dafür wurden rechteckige Proben mit einer Größe von 25 x 50 mm<sup>2</sup> aus dem Schweißbereich der gemischten Verbindung entnommen. Vor dem Korrosionstest wurden die Proben entsprechend der ASTM G67 vorbereitet. Anschließend wurden sowohl die Schulterseite als die Wurzelseite der Naht für 24 h in eine 1M NaCl + 10%vol H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>-wässrige Lösung getaucht. Korrosionsmechanismus und Grad des Korrosionsangriffs wurden mittels lichtmikroskopischen Untersuchungen von Querschliffen festgestellt

Die größte Korrosionsschädigung zeigte sich in der TMAZ bei beiden Legierungen AA2198 und AA5028 auf der Schulterseite. Weiterhin kam es im Nahbereich auf der Wurzelseite zu Korrosionsschäden, in der sich die AA5028-Legierung vorzugsweise auflöst (siehe Abbildung 2-26 b). Die maximale Größe der Pitts betrug 600 µm in der Breite und 66 µm der Tiefe. Tabelle 2-12 und Tabelle 2-13 fassen die Ergebnisse der IK-Test zusammen.

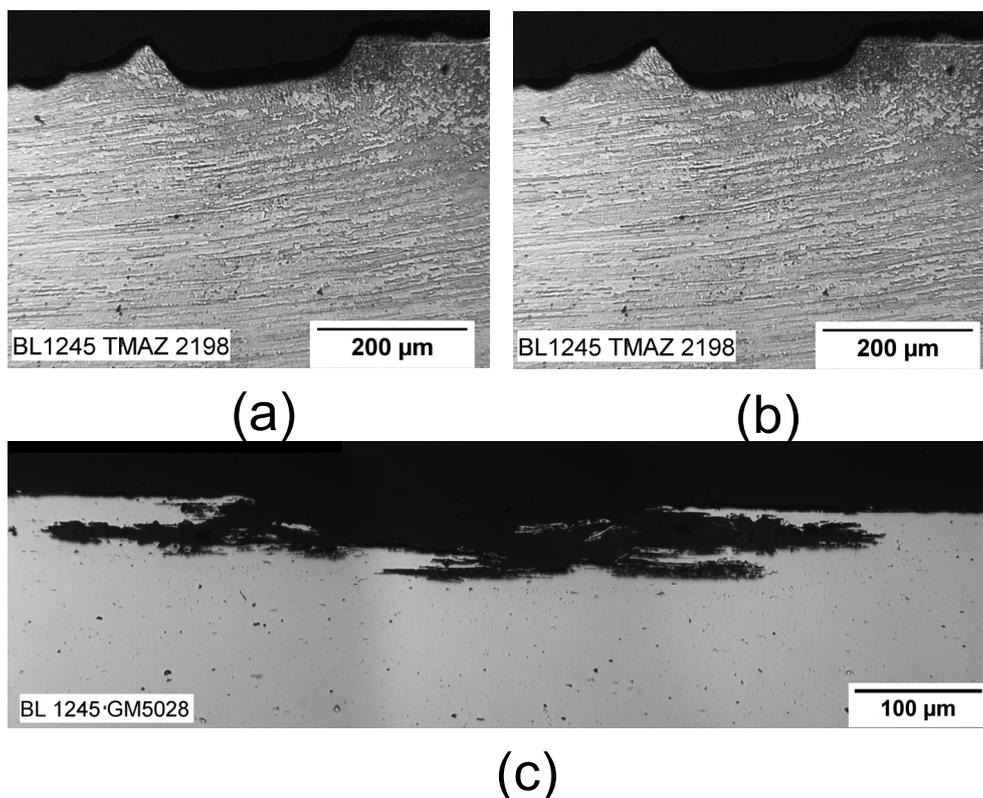


Abbildung 2-25: Korrosionsschädigung in verschiedene Bereiche der Oberseite der FSW AA2198/AA5028 Verbindung nach dem IK-Test (a) TMAZ-AA2198 (b) Naht (c) GM AA5028

Tabelle 2-12: Ergebnisse der interkristallinen Korrosionstests der FSW AA2198/AA5028 Verbindung (Schulterseite)

	Schweißzone	Korrosionsart	Max. Breite (µm)	Max. Tiefe (µm)
<b>Schulterseite</b>	GM 2198	keine	-----	-----
	TMAZ/HAZ 2198	Pitting	289	69
	Naht	keine	-----	-----
	TMAZ/HAZ 5028	Pitting	1600	258
	GM 5028	Pitting	600	66

Das Korrosionsverhalten der ungleichartigen FSW AA2198/AA5028 Verbindungen in der IK-Testlösung wurde durch galvanische Kopplungen zwischen verschiedene Regionen der FSW-Verbindung gesteuert, aufgrund unterschiedlicher elektrochemischer Eigenschaften. Im Allgemein dient die AA5028 Legierung als kathodischen Schutz für die AA2198 Legierung, besonders wenn beide Legierungen in engem Kontakt sind. Bei diesem Versuch korrodierten vorzugsweise die Seite der AA5098 Legierung im „Nugget“-Bereich, wie Abbildung 2-26 (b) zeigt. Der kathodische

Einfluss der AA5028 Legierung konnte im Bereich der TMAZ der AA2198 Legierung auf der Oberseite überwunden werden, wie in Abbildung 2-25 (a) dargestellt. Der lokale Korrosionsangriff der TMAZ auf der AA2198 Seite kann möglicherweise mit Entstehung von lokalen galvanischen Kopplungen, die durch mikrostrukturelle Veränderungen entstehen, in Verbindung gebracht werden. Ein ähnlicher Mechanismus wurde bei einer ungleichartigen FSW AA2024/AA6056 Verbindung beobachtet [1]. Wobei hierbei das Korrosionspotential der TMAZ der edleren AA2024-T3 Legierung zu reaktiveren Korrosionspotentialen driftete und den Korrosionsschutz der AA6056 Legierung umging.

Tabelle 2-13: Ergebnisse von der interkristallinen Korrosionstest der FSW AA2198/AA5028 Verbindung (Wurzelseite)

	Schweißzone	Korrosionsart	Max. Breite	Max. Tiefe
Wurzelseite	GM 2198	Pitting	175	32
	TMAZ/HAZ 2198	keine	-----	-----
	Naht	Pitting	1550	263
	TMAZ/HAZ 5028	Keine	-----	-----
	GM 5028	Pitting	532	72

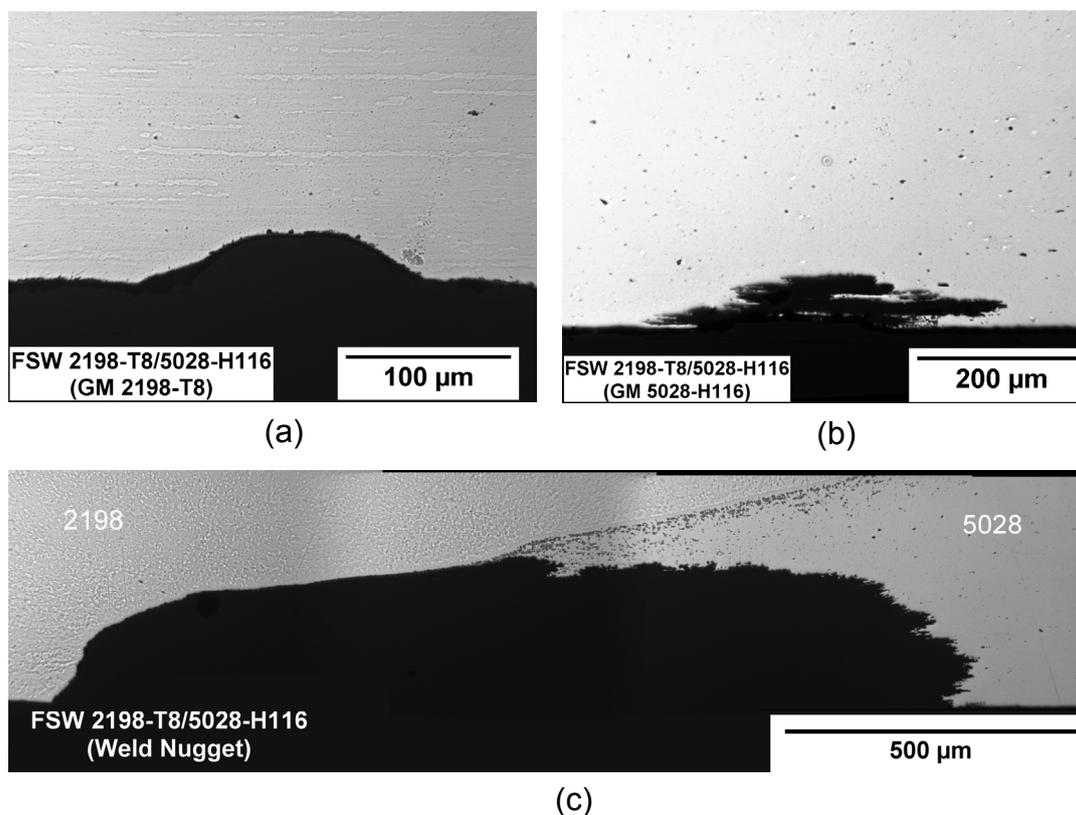


Abbildung 2-26: Korrosionsschädigung auf der Unterseite der AA2198/AA5028 Verbindung nach dem IK-Test (a) TMAZ-AA2198 (b) TMAZ-AA5028 (c) Wurzelbereich der Naht

### 2.1.1.2.3. Spannungsrisskorrosion bei gemischten FSW AA2198-T8/AA5028-H116 Verbindungen

Untersuchungen zum Spannungsrisskorrosionsverhalten von 2XXX- und 7XXX-Aluminiumlegierungsreihen zeigten eine hohe Suszeptibilität, wenn sie in ST-Richtung belastet werden [4], [5]. Im Rahmen der nachfolgenden Untersuchungen wurde die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion (SpRK) für die gemischten FSW AA2198/AA5824 Verbindungen basiert auf der ASTM G39/G44 untersucht. Zur Bewertung des Korrosionsverhaltens von Ober- und Wurzelseite der Schweißnaht wurden diese Seiten jeweils getrennt unter Verwendung von vierpunktbelasteten Biegebalkenproben untersucht. Dabei wurden Flachproben mit einer Länge von 210 mm und einer Breite von 30 mm verwendet. Die 3,6 mm dicken FSW-geschweißten Bleche wurden von der gegenüberliegenden Seite der zu testenden Oberfläche auf eine Dicke von 2 mm gefräst. Nach dem Fräsen wurden die Proben mit neutralem Spülmittel gereinigt und mit Aceton entfettet. Drei Proben wurden für jede Bedingung getestet. Die geschweißten Proben wurden bis zu einer Spannung belastet, die 80% der niedrigsten gemessenen lokalen Fließspannung ( $R_{p_{0,2}}$ ) der Verbindung entspricht. Diese Spannung wurde durch elastische Verformung der äußeren Fasern zwischen den Kontaktträgern erreicht. Zur Berechnung der maximalen Biegespannung diente nachfolgende Gleichung:

$$\sigma = \frac{12 E t y}{(3H^2 - 4A^2)}$$

1

Mit:  $\sigma$  = max. Biegespannung (150 MPa);  $E$  = Elastizitätsmodul (69 GPa);  $t$  = Probendicke (2 mm);  $y$  = maximale Verschiebung zwischen äußeren Stützpunkten (Abbildung 2-27);  $H$  = Abstand zwischen äußeren Stützpunkten (180 mm);  $A$  = Abstand zwischen inneren Stützpunkten (45 mm)

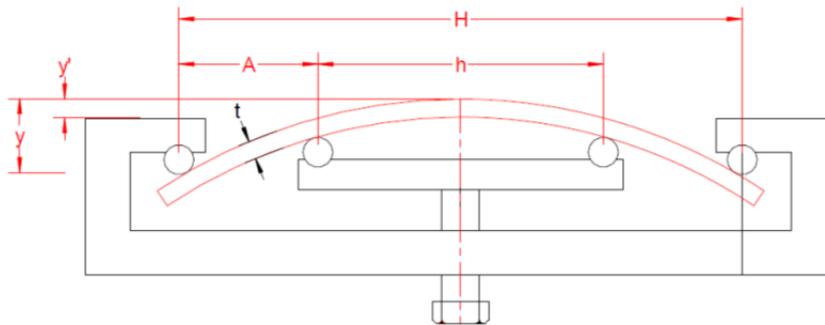


Abbildung 2-27: Prinzipskizze des Vier-Punkt Biegeversuchs

Die gemischte FSW AA2198/AA5028 Verbindung zeigte grundsätzlich eine höhere Beständigkeit gegen Spannungsrissskorrosion, bei Spannungen bis zu 150 MPa. Im Anschluss folgten 1000 Zyklen im Wechseltauchtest. Es fand dabei kein Versagen statt. Unter diesen Testbedingungen war bei der Legierung AA5028-H116 keine Korrosion feststellbar, durch den kathodischen Schutz der Legierung AA2198-T8. Das AlCuLi Grundmaterial hingegen zeigte leichte Angriffe von Lochfraß, wie im Abbildung 2-28 gezeigt. Da die gemischte Verbindung keine SpRK zeigte, wurden weitere SpRK-Versuche eingestellt.



Abbildung 2-28: Mittels Vier-Punkt Biegung belastete FSW AA2198/AA5028 Proben nach 1000 h Wecheltauchtests

### 2.1.1.3. Ermüdungs-Spannungsrisskorrosion von gemischten FSW AA2198-T8/AA5028-H116 Verbindungen

#### 2.1.1.3.1. Ermüdungskorrosion von gemischten FSW AA2198-T8/AA5028-H116 Verbindungen

Aus drei FSW AA2198/AA5028 geschweißten Blechen von 200 mm x 385 mm Abmessung wurden CT-Proben hergestellt. Mit dem Zweck längeres Risswachstum während der Korrosionsversuche unter mechanischer Belastung zu ermöglichen, wurden die CT-Proben in der Länge modifiziert. Orientierung und Position des Risses relativ zur Schweißnaht wurden in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Korrosionsvoruntersuchungen, Härtemessungen und Zugversuchen ausgewählt. Demzufolge werden die Mitte der Schweißnaht und die überalterte TMAZ/HAZ auf der AA2198-T8 Seite untersucht. Abbildung 2-29 stellt eine Skizze der neuen CT-Probengeometrie und Beispiele von FSW geschweißten CT-Proben für die Untersuchungen von Spannungsriss- und Ermüdungskorrosion dar.

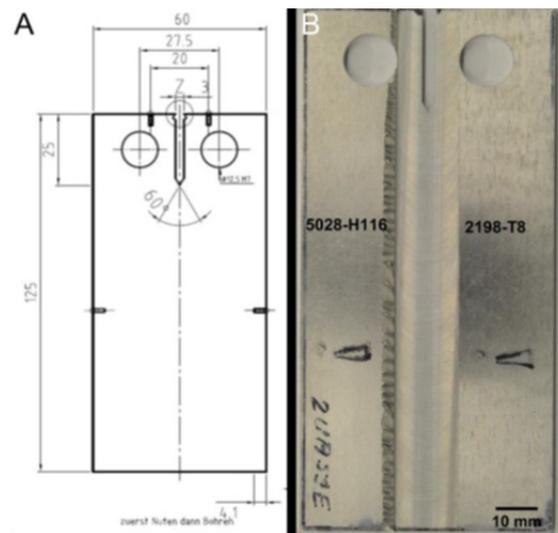


Abbildung 2-29: (A) Modifizierte CT-Probe für Spannungsriss- und Ermüdungskorrosionstests, (B) Lage des Risses relativ zur Naht

Mit der neuen Länge der CT-Proben war auch die Konstruktion einer neuen Korrosionszelle notwendig. In diesem Fall wird die Probe vertikal in eine Kammer eingetaucht, wie in Abbildung 2-30 dargestellt. Der Elektrolyt kann mittels einer Pumpe kontinuierlich oder intermittierend zirkuliert werden. Besonders wichtig ist die Vermeidung von Elektrolytströmungen, welche die elektrochemischen Bedingungen beeinflussen.

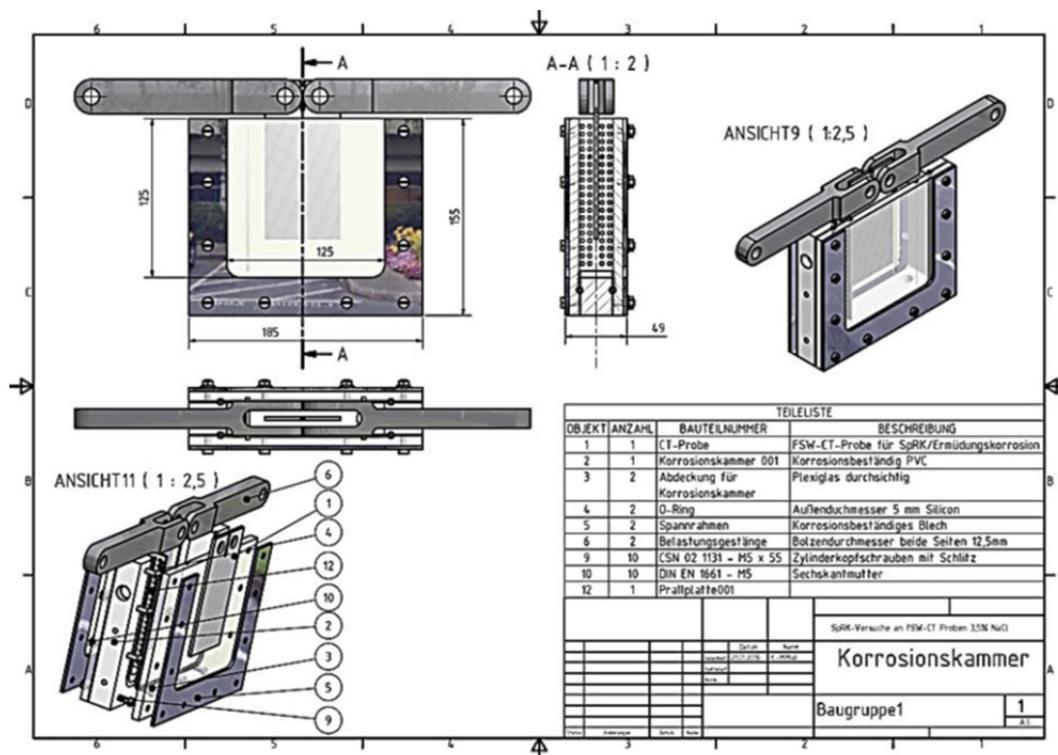


Abbildung 2-30: Konstruktionsskizze der Korrosionskammer für die Ermüdungskorrosionstests

Für die bruchmechanische Auswertung der Rissfortschrittsdaten musste noch die zugehörig Geometriefunktion  $Y(a)$  ermittelt werden, mit welcher der jeweilige Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  berechnet werden konnte. Die Geometriefunktion wurde dabei mittels eines Finite-Elemente-Methode (FEM) Models berechnet. Abbildung 2-31 stellt in (A) die Randbedingungen für das FE-Modell dar und in (B) die gesuchte Geometriefunktion.

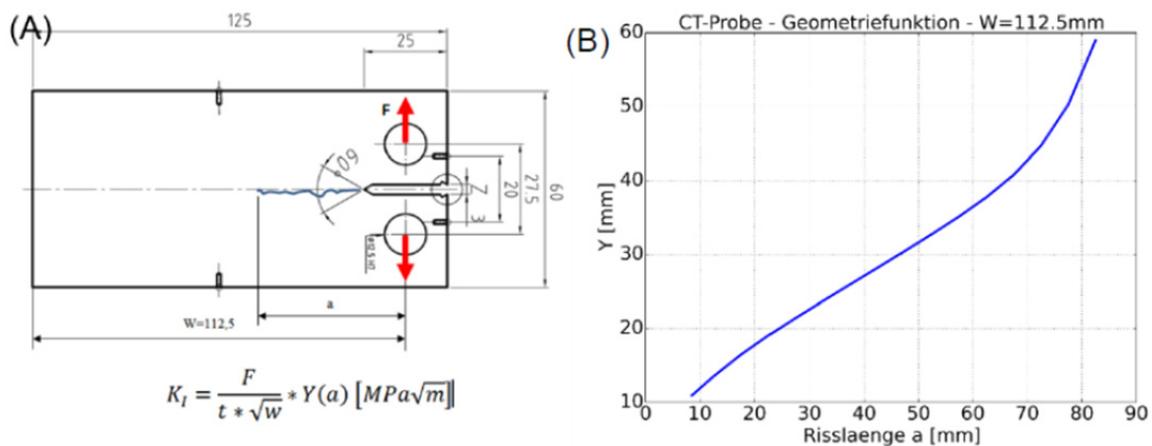


Abbildung 2-31: (A) Ausgangsinformation (B) Berechnung von Geometriefunktion für CT-112,5 Probe

Da es für die ausgewählte CT-Probe keine Formeln zur Berechnung der Risslänge anhand der Gleichstromwiderstandsmethode gab, wurde hierzu eine entsprechende Kalibrierkurve aufgenommen. Abbildung 2-32 zeigt den Versuchsaufbau zur Aufnahme der Korrekturkurve. Dabei wurde der Risspfade in der CT-Probe inkrementell um jeweils 1 mm verlängert und dann das elektrische Potential erfasst.

Um das Ermüdungskorrosionsverhalten der gemischten FSW AA2198/AA5028 Verbindungen zu untersuchen, es war zuerst notwendig einen scharfen Anriss zu erzeugen. Daher wurden die CT-Proben der gemischten FSW AA2198/AA5028 Verbindung zunächst in Laborluft mit einem  $R$ -Verhältnis von 0,1 zyklisch belastet.

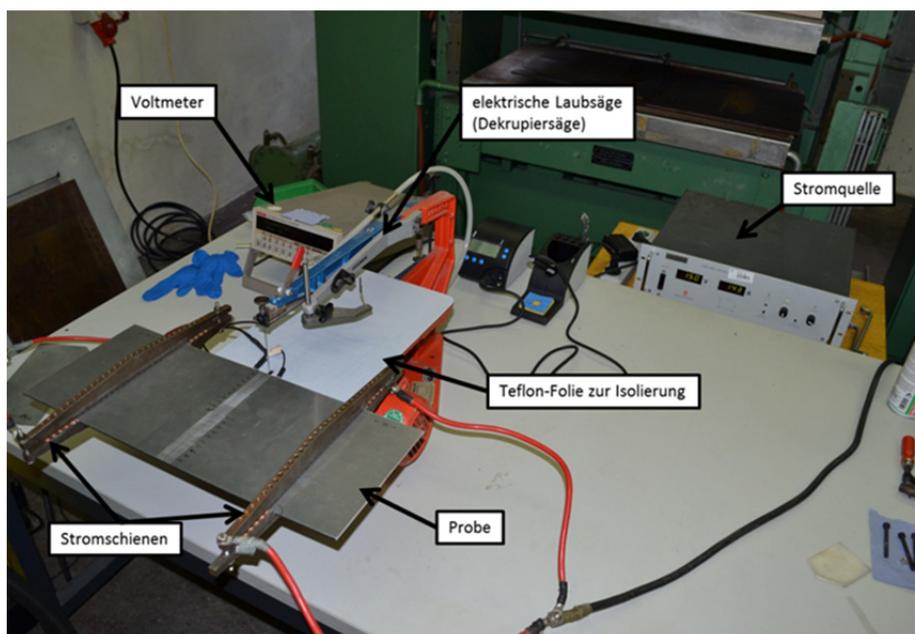


Abbildung 2-32: Versuchsaufbau zur Aufnahme einer Korrekturkurve für die Elektropotentialmessung

Da keinerlei Erfahrung über die Rissausbreitung dieser gemischten Verbindung existierte wurde  $\Delta K_i$  in der Anrissphase sequenziell gesteigert. Die gemischte FSW-Verbindung wies einen sehr hohen Widerstand gegen die Entstehung des Ermüdungsrisses auf. Daher wurde die Länge der Anriss mit Hilfe einer Diamantdrahtsäge (Dicke = 0.3 mm) mehrmals erweitert. Tabelle 2-14 fasst die Erhöhung des  $K$ -Faktors und die dazugehörigen Schwingspiele zusammen. Ein berechnetes  $\Delta K$  von 41  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  war letztlich erforderlich für die Erzeugung des Ermüdungsrisses.

Tabelle 2-14: Anschwingen einer CT-125 Probe aus FSW AA2198/AA5028

$\Delta K$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	Schwingspiele ( $\Delta N$ )	Risslänge (mm)
14	5.050	12,850
21	735.000	
23	106.700	
15	266.700	Neuer Anriss 13,50
22	20.000	
30	104.101	
36	130.000	
38	120.000	
20	1.472.000	Neuer Anriss 13,50
41	79.500	Riss läuft

Nach der Erzeugung des stabilen Risses wurde der Rissfortschrittversuchen wie folgend gefahren: Das Risswachstum der gemischten FSW-Verbindungen wurde in einer 3,5%<sub>w</sub> NaCl wässrigen Lösung durchgeführt. Die Menge der Korrosionslösung betrug 250 ml. Der Elektrolyt wurde

während des Tests ständig umgewälzt, so dass der Ermüdungsriß permanent umspült wurde. Um mögliche Einflüsse der Stromeinleitung, im Rahmen der Potentialmessung, auf das Korrosionsverhalten der FSW-Verbindung zu minimieren, wurde die Risslänge nur zu bestimmten Zeitpunkten mit der Potential Drop Methode aufgezeichnet. Das heißt, nur für die Dauer der Risslängenmessung wurde die Spannungsversorgung intervallweise aktiviert. Jeweils nach 3 min wurde 1,5 min lang die Risslänge gemessen. Hierbei wurde das Risswachstum bei konstanter Belastung und einem Lastverhältnis  $R$  von 0,1 aufgezeichnet. Die Prüffrequenz  $f$  betrug 10 Hz. Abbildung 2-33 zeigt den Versuchsaufbau der Rissfortschrittsversuche in 3,5%gew NaCl.

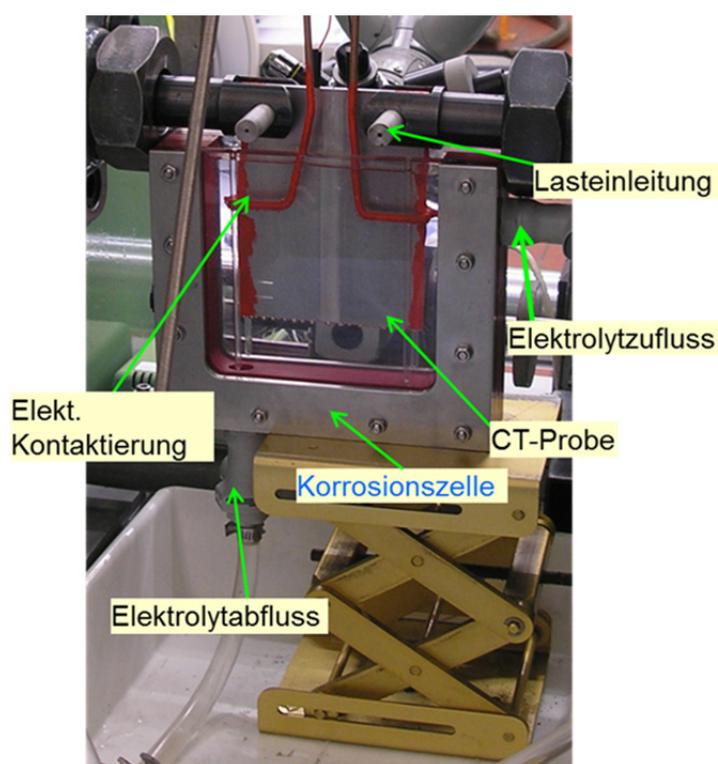


Abbildung 2-33: Versuchsaufbau der Rissfortschrittsversuche in 3,5%gew NaCl zur Spannungsrisskorrosion von gemischten FSW AA2198/AA5028 Verbindungen.

Während der Rissfortschrittsphase verlief der Risspfad entgegen den Erwartungen. Der Riss breitete sich auf der Seite mit der AA2198-T8 Legierung (Advancing Side) nicht senkrecht zur Lastachse aus, sondern verlief unter einem Winkel von  $15^\circ$  relativ zur Mitte der Schweißnaht. Sobald der Riss aus dem Nahtbereich verlief und das Grundmaterial erreichte, erfolgte eine zweite Ablenkung von ca.  $45^\circ$  (charakteristisch von AlCuLi-Legierungen; siehe MText Abschlussbericht [6]). Abbildung 2-34 zeigt den Risspfad des Ermüdungsrissses entlang der Schweißnaht. Auf der Bruchfläche der ermüdeten Probe sind im vorderen Teil des Bruches halbkreisförmige Linien erkennbar, die ein Zwiebelringmuster assoziieren. Die automatische Erfassung des Risswachstums mit Hilfe der Potential-Drop Methode war aufgrund der Rissablenkung nicht möglich.

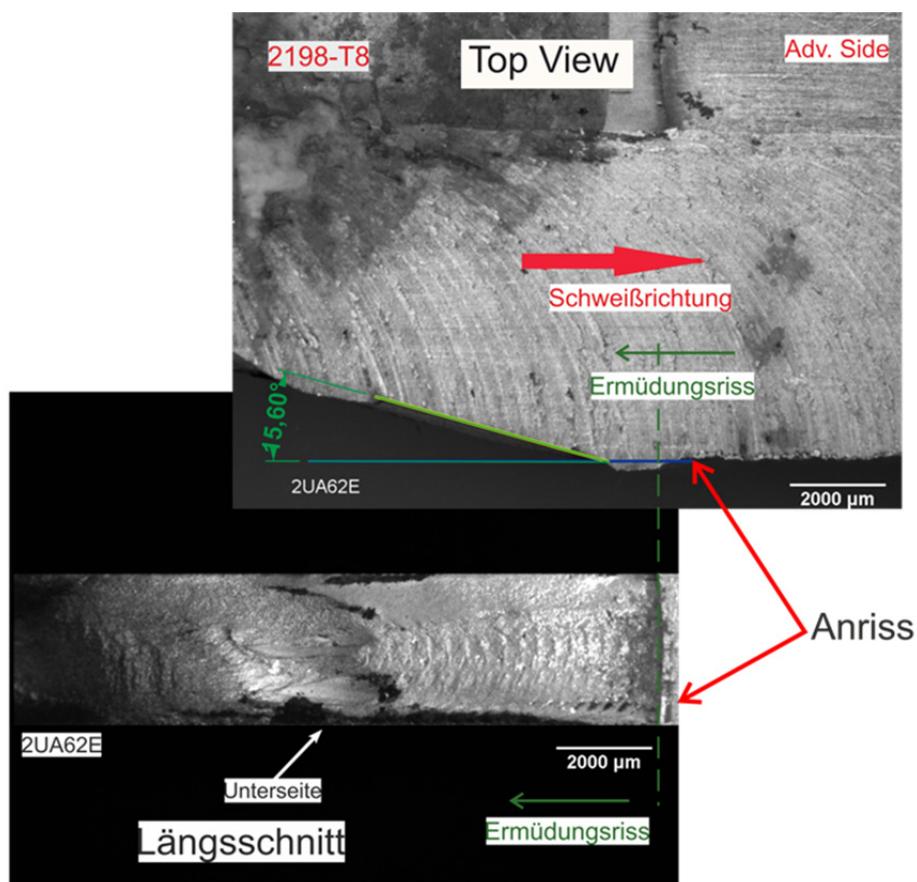


Abbildung 2-34: Risspfad einer gemischten FSW AA2198/AA5028-H116 Verbindung

### 2.1.1.3.1.1. Eigenspannungsmessung

Um die Verzögerung der Rissinitiation und die ungewöhnliche Ausbreitung näher zu untersuchen, wurden „cut-compliance“ Eigenspannungsmessungen sowohl längs als quer zu Schweißnaht durchgeführt

Beim Cut-Compliance Verfahren wird schrittweise ein Schnitt entlang des erwarteten Risspfades eingebracht. Dadurch verformt sich die Probe als Resultat der Umverteilung der Eigenspannungen. Die resultierenden Dehnungen korrelieren direkt mit den ursprünglichen Eigenspannungen und werden an einer definierten Messstelle mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) erfasst. Außer der gemessenen Dehnungen ist eine Einflussfunktion  $Z(a)$  für die entsprechende Probegeometrie notwendig. In der Literatur befinden sich dazu Einflussfunktionen für Standard-Probengeometrien (CT, SENT usw.). Die genaue Prozedur für die Berechnung der Eigenspannung mittels Cut-Compliance Methode ist im MText-Abschlussbericht [6] zu finden.

Für die CT-125-Probe der gemischten FSW AA2198/AA5028 Verbindung wurden zunächst die Eigenspannungen entlang der Schweißnaht bestimmt. Dafür wurde mit Hilfe einer Diamantdrahtsäge der Schnitt schrittweise um jeweils 1 mm verlängert. Zugehörig wurde die Verformung der Probe von einem DMS auf der gegenüberliegenden Seite automatisch aufgenommen (siehe Abbildung 2-35)



Abbildung 2-35: Versuchsaufbau der Cut-Compliance Eigenspannungsmessung

Da für die CT-125 Probengeometrie keine Lösung für die Einflussfunktion in der Literatur existiert, wurde eine Annäherung mittels FEM-Analysen berechnet. Der resultierende Spannungsintensitätsfaktor aus den Eigenspannungsmessungen ( $K_{res}$ ) ist in Abhängigkeit der Schnittlänge in Abbildung 2-36 aufgetragen. Die CT-125 Proben weisen in den ersten 60-70 mm Risslänge deutlich negative  $K_{res}$ -Werte auf. Diese fallen kontinuierlich ab und erreichen ein Minimum von ca.  $-5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei 65 mm.

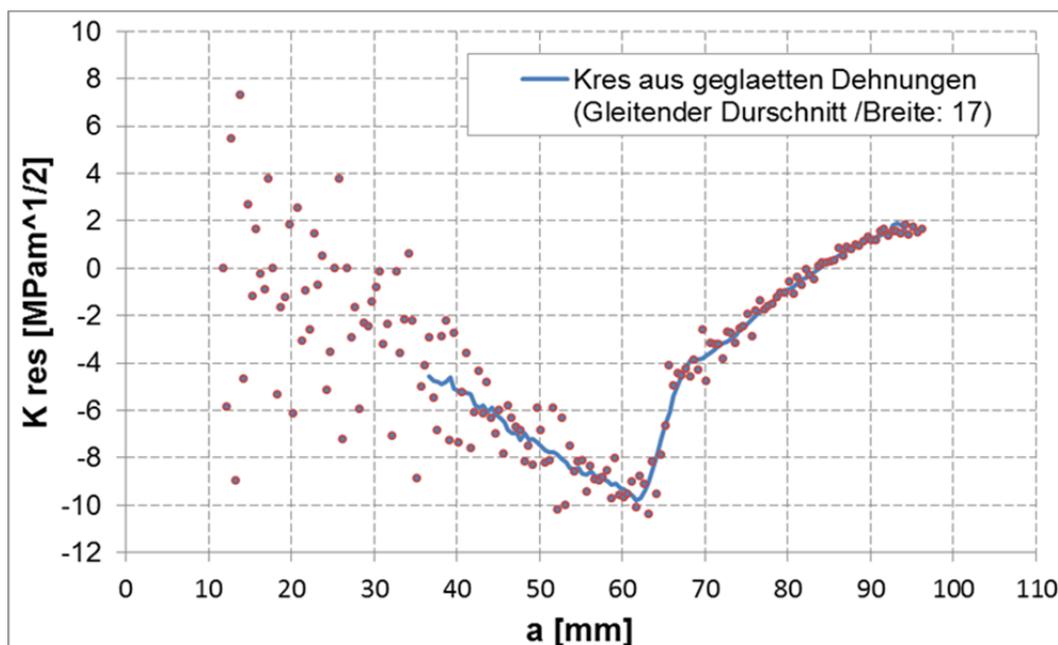


Abbildung 2-36: Verlauf von  $K_{res}$  entlang der Schweißnaht einer FSW 2198/5028 Verbindung

Die Spannungsintensitätsfaktoren der linear-elastischen Bruchmechanik dürfen - bei gleichem Modus und gleicher Geometrie – superpositioniert werden. Im Fall eines mit Eigenspannungen versehenen Blechs bedeutet dies, dass die von außen aufgeprägten Belastungen ( $K_{min}$  bzw.  $K_{max}$ ) mit denen durch die Eigenspannungen hervorgerufenen ( $K_{res}$ ) überlagert werden. Dies hat zur Folge, dass das tatsächliche Lastverhältnis  $R_{tr}$ , welches die Risspitze erfährt, korrigiert werden muss, siehe Abbildung 2-37

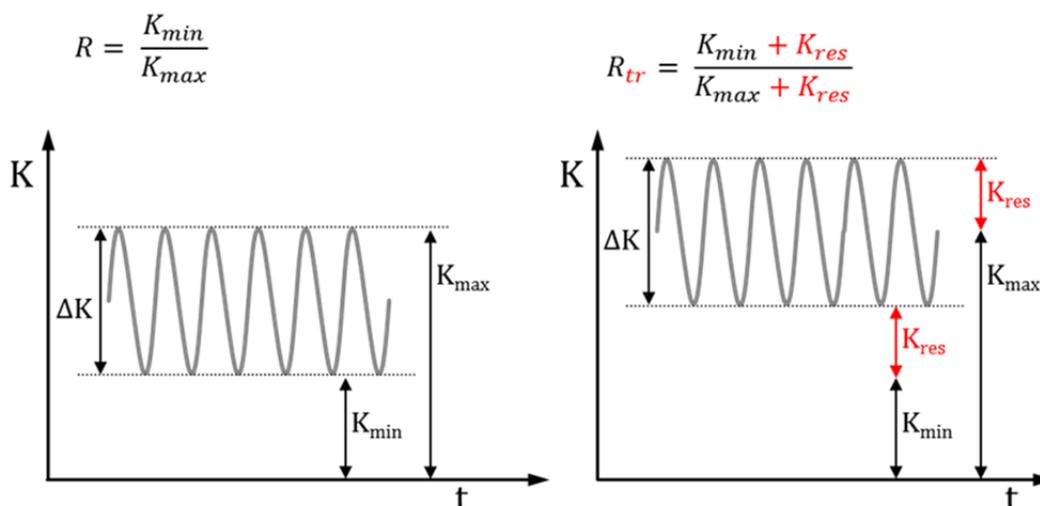


Abbildung 2-37: Auswirkungen von Eigenspannungen ( $K_{res}$ ) auf Rissfortschritt

Demzufolge sorgen die negativen Werte von  $K_{res}$  dazu, dass  $R_{tr}$  ebenfalls negativ annimmt, wenn  $K_{min}$  kleiner als  $K_{res}$  ist. Dies deutet daraufhin, dass sich die gemischten FSW AA2198/AA5028 Proben unter Druckspannungen befindet. Für die Aufweitung des Risses in der Probe ist daher

eine Erhöhung von  $\Delta K$  bzw.  $\Delta K_{\text{eff}}$  notwendig, damit  $R_{\text{tr}}$  in den positiven Bereich gelangt und somit das Risswachstum zu begünstigen.

Die Eigenspannungsmessungen lieferten keine Begründung für das unvorhergesehene Ablenken des Risses. Es ist daher anzunehmen, dass die Mikrostruktur in diesem Falle einen starken Einfluss auf den Risspfad hat.

#### **2.1.1.4. Ermüdungs-Spannungsrissskorrosion von gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen**

Während des Betriebs ist der Rumpf mechanischen Lasten (wie z.B. Vibrationen, Eigengewicht, usw.) und aggressiven Medien (z.B. in der Nähe des Meeres) ausgesetzt. Der kombinierte Einfluss von diesen Faktoren kann das katastrophale Versagen der Struktur verursachen. Beim Betrieb von Flugzeugen treten weder rein statische Belastungen, die Spannungsrissskorrosion verursachen, noch rein zyklische Belastungen, die in Ermüdungskorrosion resultieren, auf, sondern eine Kombination von Beidem. Daher ist die Herausforderung zu verstehen, welche Rolle jeder einzelne Aspekt spielt, was wiederum ein wichtiger Faktor für den „Fail safe“-Betrieb eines reibrührgeschweißten Rumpfes ist. Zur Beurteilung des Korrosionsverhaltens unter statischen und zyklischen mechanischen Belastungen wurden gleichartige FSW-Verbindungen aus den Legierungen AlMgSc betrachtet.

##### **2.1.1.4.1. Spannungsrissskorrosion von gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen**

Aluminiumlegierungen der 5xxx Familie (wie die AA5028), die mehr als 3 % Mg enthalten, können anfällig für Spannungsrissskorrosion sein. Verantwortlich dafür ist eine Ausscheidung eines kontinuierlichen Netzes von anodischen  $\text{Mg}_3\text{Al}$ -Partikeln an Korngrenzen. Im Allgemeinen bilden sich die schädlichen Ausscheidungsstrukturen in kaltumgeformtem Material bei Langzeit Auslagerung entweder unter Raumtemperatur oder nach längerer Einwirkung von leicht erhöhten Temperaturen von 66 bis 180 °C. Die Einwirkung höherer Temperaturen führt zu einer Vergrößerung der Ausscheidung, wodurch eine diskontinuierliche Ausscheidungsstruktur an den Korngrenzen erzeugt wird und somit die Anfälligkeit für Spannungsrissskorrosion (SpRK) reduziert bzw. eliminiert wird.

Obwohl die verwendete AA5028 Legierung ca. 4,5 % Mg beinhaltet, ist diese nicht anfällig für SpRK, da nach der Kaltverformung eine Wärmebehandlung durchgeführt wurde, mit dem Ziel die Beständigkeit gegen SpRK zu erhöhen. Hierzu wurden Korrosionstests ohne mechanische Belastung in einer 40%vol. Salpetersäure Lösung zu Untersuchung der AA5028-H116 durchgeführt. Die Proben wurden 4-mal bei 350 °C thermomechanisch für eine Stunde lang behandelt und anschließend 1000 Stunden bei 80 °C gelagert. Es zeigte sich dabei ein hoher Korrosionswiderstand dieser Legierung. Nur kleine isolierte Pitts wurden auf den Oberflächen der Proben gefunden (siehe Abbildung 2-38). Aus diesem Grund war zu erwarten, dass die

gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen unempfindlich für SpRK sind und daher nicht getestet wurden.

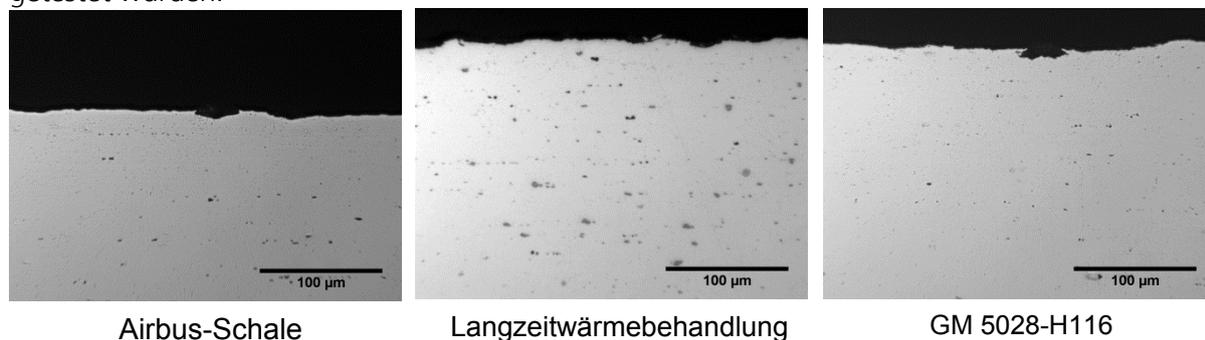


Abbildung 2-38: Korrosionsschädigungen von AA5028-H116 nach ASTM G66 NAMLT-Test

### 2.1.1.4.2. Ermüdungskorrosion von gleichartigen FSW AA5028-H116 Verbindungen

Um Rissablenkungen aufgrund der Geometrie der Probe zu vermeiden, wurde die Probenform überarbeitet. Die neue Geometrie für die Ermüdungsproben wurde mittels einer Finite-Elemente-Methode (FEM) Modells berechnet wie in Abbildung 2-39 (a) dargestellt. Rissfortschrittsversuche an AA5028-H116 Grundmaterialproben validierten die optimierte Geometrie. Der Riss verlief dabei gerade, wie in Abbildung 2-39 (b) gezeigt und vom FE-Modell vorhergesagt.

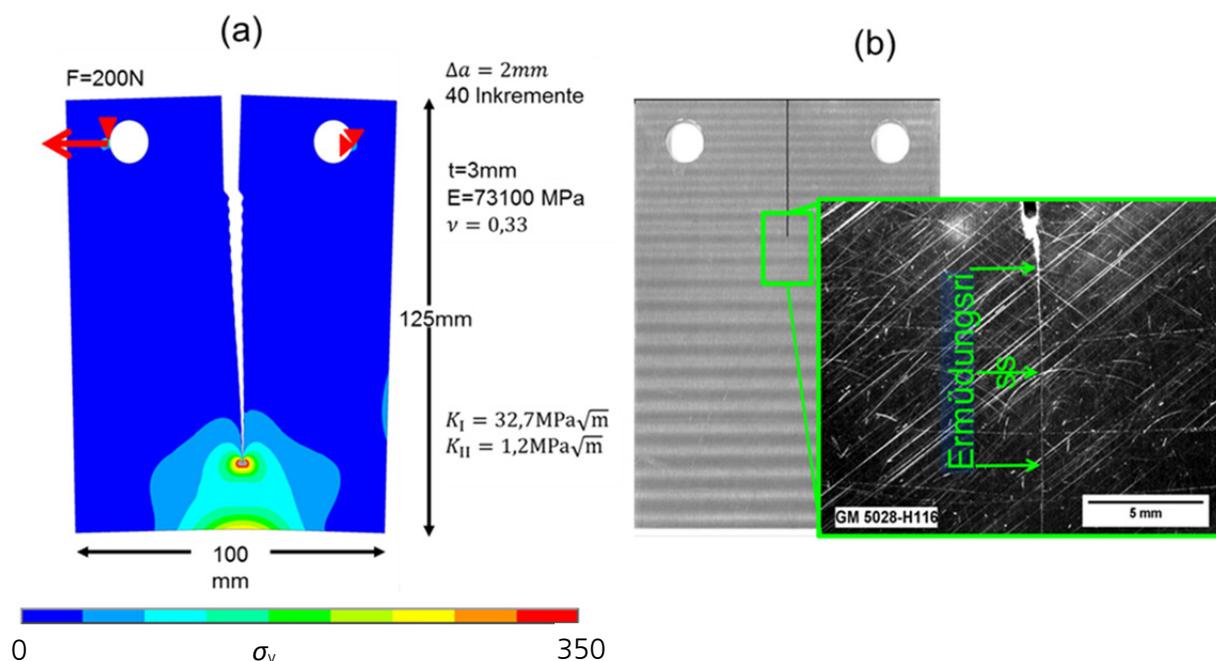


Abbildung 2-39: (a) Rissfortschrittsoptimierung der Ermüdungsproben mittels FEM-Modellierung (b) Validierung des FEM-Modells an Grundmaterialproben aus AA5028-H116

---

Anhand der optimierten Geometrie wurden erneut CT-Proben aus 3,3 mm dicke Proben aus Grundmaterial und reibrührgeschweißte AA5028-H116 Blechen gefertigt. Parallel wurde eine neue Korrekturkurve zur Risslängenbestimmung mittels der Potentialmethode aufgenommen.

Die anschließend durchgeführten Rissfortschrittversuche im korrosiven Medium wurde wie im Absatz 2.1.1.3.1 beschrieben durchgeführt. Wie bei den gemischten Verbindungen wurde vor dem eigentlichen Versuch auch hier ein stabiler Ermüdungsriß erzeugt. Sobald ein Ermüdungsriß festzustellen war, wurde Risswachstum bei konstanter Belastung und einem Lastverhältnis  $R$  von 0,1 aufgezeichnet. Die Prüffrequenz  $f$  betrug 10 Hz.

Abbildung 2-40 zeigt die Risswachstumskurven des Grundmaterials und der FSW AA5028-H116 Verbindung. Bei gleicher Anfangsrißlänge jedoch unterschiedlicher Belastung wiesen beide Kurven bis zu Risslängen von ca. 30 mm ähnlichen Rissfortschritt auf. Ab einer Risslänge  $a$  von 30 mm wächst der Riss der FSW-Naht deutlich schneller, sodass nach nur  $7,5 \times 10^5$  Schwingspielen eine Risslänge  $a$  von ca. 70 mm erreicht wurde. Aufgrund der wirksamen Eigenspannungen musste die maximale Last zur Initiierung eines Anfangsrisse deutlich erhöht werden gegenüber der Grundmaterialprobe. Der Riss wächst anfänglich senkrecht zur Lastachse. Nach ca. 15 mm wird der Riss in Richtung der Retreating Side abgelenkt. Nach weiteren 30 mm Risswachstum erreicht die Risspitze den Rand der Schweißnaht und wird für ein zweites Mal abgelenkt. Simulationen haben gezeigt, dass die Risspitze einer signifikanten Schubbeanspruchung ausgesetzt ist, sodass sich eine Mixed-Mode-Beanspruchung einstellte.

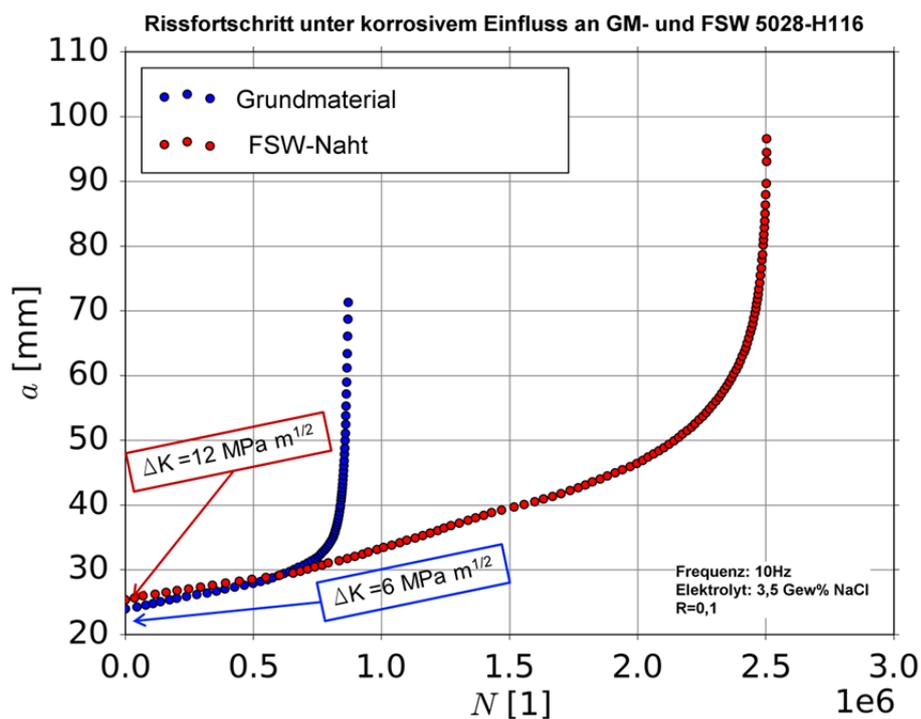


Abbildung 2-40: Rissfortschritt von Grundmaterial und reibrührgeschweißten AA5028-H116 Proben in einer 3,5%wt NaCl wässrige Lösung

Da der Riss in der Grundmaterialprobe nicht abgelenkt wurde, kann angenommen werden, dass für die Rissablenkung zum einen die Eigenspannung der FSW-Naht verantwortlich sein können, aber auch das Korrosionsverhalten der verschiedenen Zonen. Abbildung 2-41 stellt die  $da/dN-\Delta K$  Kurven von AA5028-H116 des Grundmaterialversuchs und des Versuchs mit FSW Naht in 3,5%<sub>wt</sub> NaCl Lösung gegenüber. Die Kurve der Schweißnaht liegt rechtsseitig des Grundmaterials. Das Risswachstum beginnt in der Naht erst bei einem nach linear-elastischer Bruchmechanik berechnetem  $\Delta K$  von ca. 12 MPa $\sqrt{m}$ . Die Höhe dieses  $\Delta K$ -Wertes kann mit den Eigenspannungen im Nahtbereich in Verbindung gebracht werden und muss noch gesondert untersucht werden.

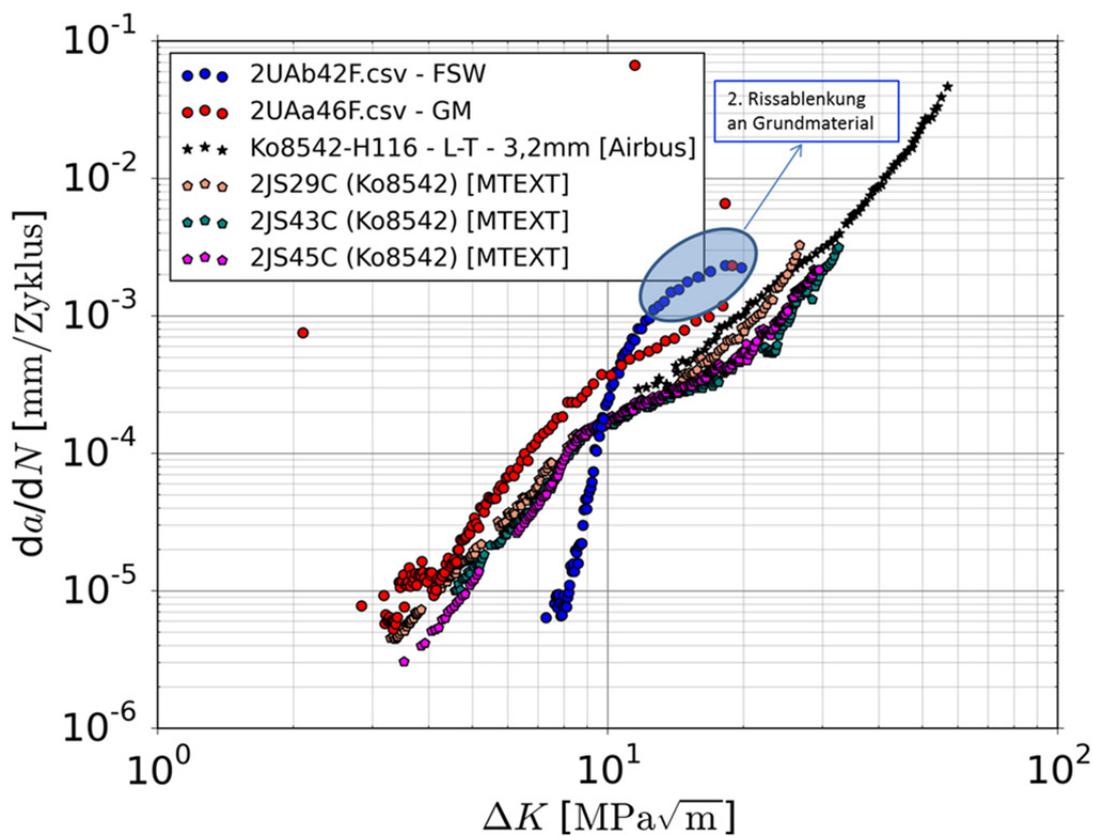


Abbildung 2-41: Rissfortschritt von Grundmaterial und reibrührgeschweißten AA5028-H116 in einer 3,5%wt NaCl wässrige Lösung

Es ist dennoch unklar welche Rolle die Mikrostruktur bzw. dessen Korrosionsverhalten bei der Risswachstumsgeschwindigkeit spielt. Argade et al. [7] untersuchten das Spannungsrisskorrosionsverhalten von einer ultrafeinkörnigen (UFK) FSP AlMgSc-Legierung in 3,5 % NaCl Lösung. Die Feinkörnigkeit resultierte in einer erhöhten SpRK auf Grund von erhöhter Wasserstoffdiffusion an den Korngrenzen. An der Risspitze kann dies zu einer Beschleunigung des Risswachstums führen. Dieses Phänomen könnte das schnelle Wachstum des Risses in der  $\Delta K$ -Region zwischen 8 und 10  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  erklären.

## **2.1.2. AP2 - Bewertung von Schweißdiskontinuitäten bei FSW-Nähten**

Für den zuverlässigen Einsatz von FSW-Längsnähten ist es notwendig, dass Schweißwurzelfehler („Lack of Penetrations“ (LOPs)) bereits ab einer Größe von 0,2 mm zuverlässig detektiert werden können. Der Stand der Technik bei Projektpartner Airbus erlaubt eine zuverlässige Detektion mittels Ultraschalluntersuchung (US) an FSW-ALMgSc ab einer Größe von 0,35 mm. Es wird vermutet, dass die Detektion kleinerer LOPs durch die Feinkörnigkeit des Gefüges in der Schweißnaht begrenzt wird.

In diesem Arbeitspaket wurde zum einen die Detektierbarkeit von LOPs in ALMgSc-Stumpfstößen (AP2.1), zum anderen der Einfluss, den ein LOP auf das Ermüdungsverhalten solcher FSW-Nähte hat (AP2.2), untersucht.

### **2.1.2.1. AP 2.1 NDT für FSW ALMgSc – Nachweisbarkeit von Lack of Penetration (LOP)**

Um die Detektierbarkeit von LOPs in ALMgSc Stumpfstößen zu prüfen, wurden 3,3 mm starke AA5028 Platten mittels FSW geschweißt. Das Werkzeug hatte dabei eine profilierte Schulter mit einem Schulterdurchmesser von 12,5 mm und einen profilierten, konischen Pin mit 4,5 mm Durchmesser. Um LOPs zu erzeugen, wurde der Pin von 3,10 auf 2,42 mm verkürzt. Drehzahl und Vorschub des Werkzeugs betragen 1000 U/min bzw. 600 mm/min.

Der Abgleich der US-Ergebnisse erfolgte anhand hochaufgelöster Synchrotron-Computertomographie-Untersuchungen. Hierzu wurde ein 18 mm langer Schweißnahtbereich betrachtet, der nach dem US-Scan abschnittsweise (S1 bis S6) mittels kleinerer Proben im CT untersucht wurde. Das Ultraschallbild zeigt in diesem Bereich ein starkes US-Signal (siehe Abbildung 2-42). Am Farbverlauf im D-Bild ist zu erkennen, dass die Fehlstelle zunächst im Blechinneren auftritt und sich dann bis zur Blechunterseite fortsetzt. Die roten Vierecke im linken Bild markieren die mittels Tomographie untersuchten Volumina. Um die US-Ergebnisse mit den Tomographie-Ergebnissen vergleichen zu können, wurden Projektionen der Bereiche mit minimaler Röntgenabsorption entlang der drei Achsen angefertigt (X-Richtung = Schweißrichtung). Alle Lunker erscheinen dunkel (siehe Abbildung 2-43). Es wurden etwa 2000 Slices zu einem Volumen mit Voxelgröße von 1,6  $\mu\text{m}$  rekonstruiert. Hieraus wurden dann die dargestellten Projektionen abgeleitet. Diese drei Ansichten zeigen ein detailgenaues Bild der Fehlstelle und bestätigen die im Ultraschallbild detektierte Fehlstelle. Der LOP hat damit eine Länge von ca. 2040  $\mu\text{m}$ , eine Breite von 1210  $\mu\text{m}$  und liegt in einer Tiefe von 667  $\mu\text{m}$  vor.

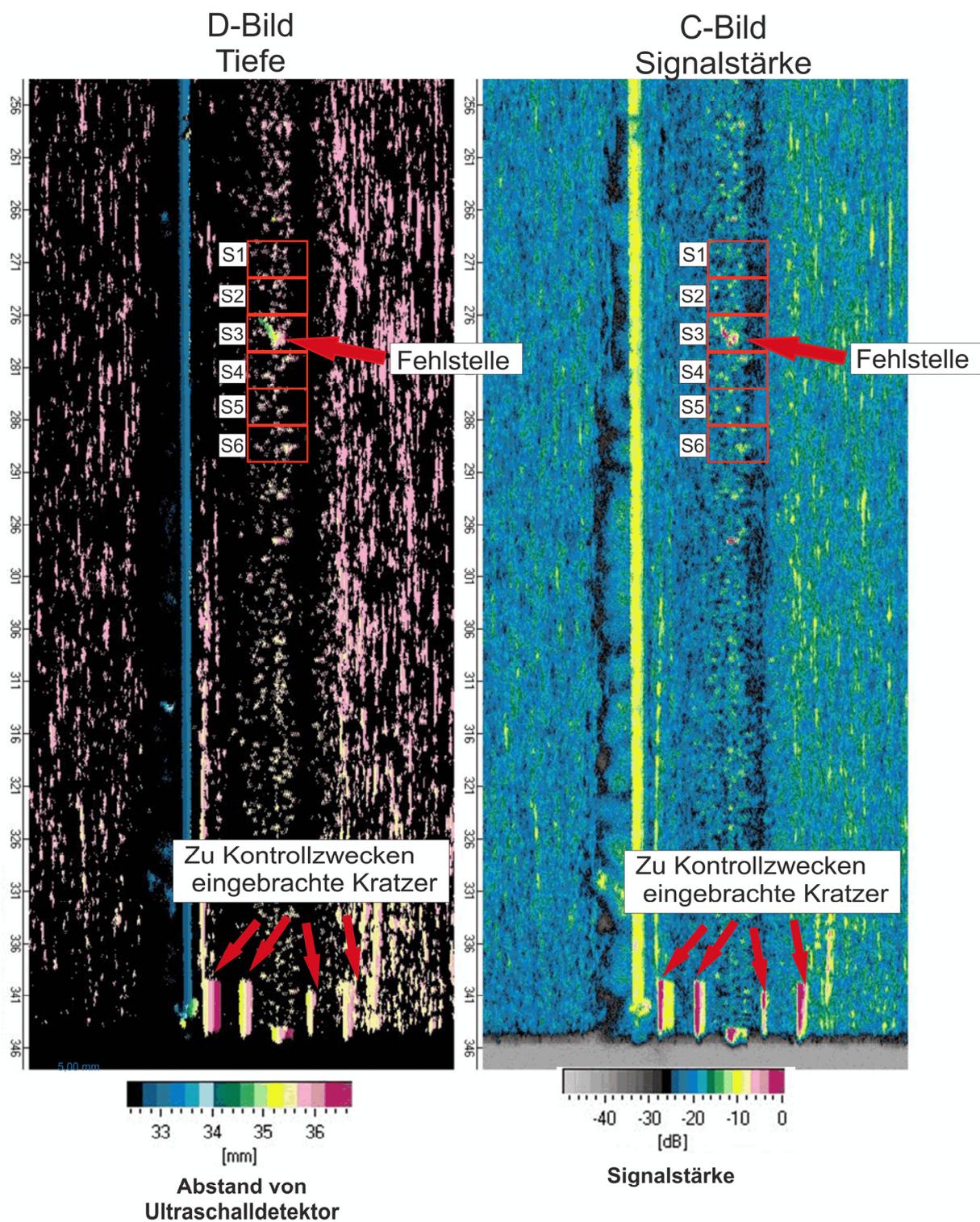


Abbildung 2-42: Fehlstellen im Ultraschallbild der FSW-Probe aus AA5028

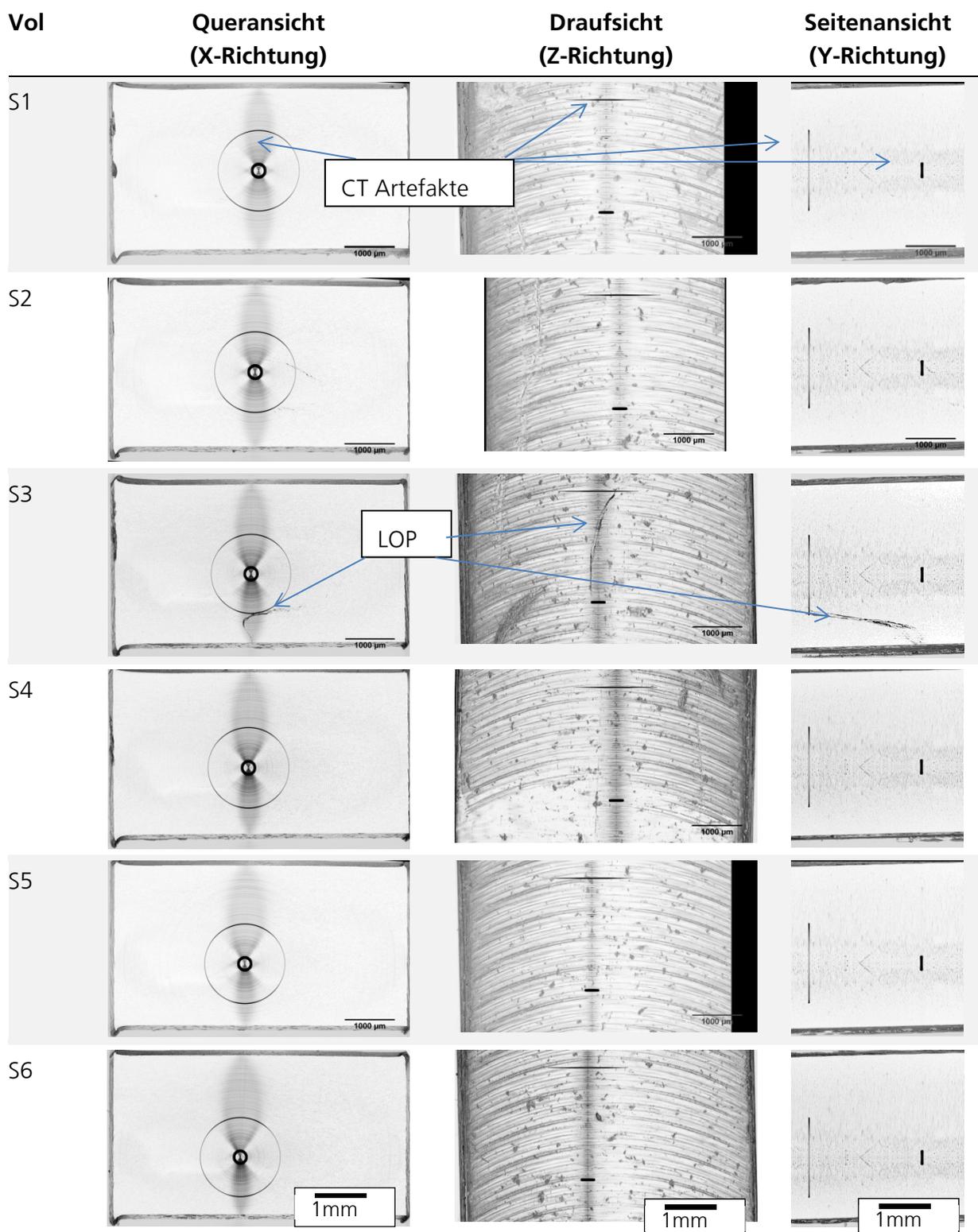


Abbildung 2-43: Projektionen der untersuchten Volumina einer LOP-haltigen FSW AA5028-H116 Verbindung. Zum Vergleich siehe Abbildung 2-42

Des Weiteren wurde ein Biegeversuch an einer Probe von einem anderen Blech durchgeführt. Diese Probe ist an einer Stelle entnommen worden, an der bei der Ultraschalluntersuchung keine Fehlstellen detektiert wurden. (Abbildung 2-44)

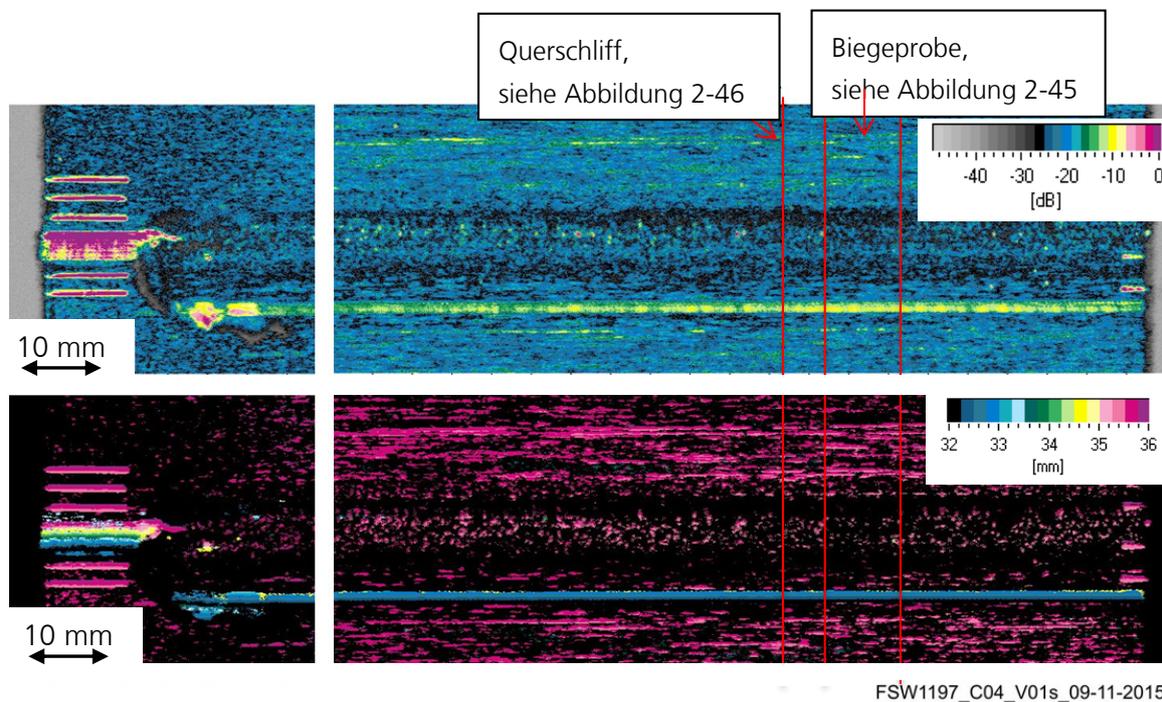


Abbildung 2-44: US-Bild ohne nennenswerte, detektierte Fehlstellen

Dennoch ist die Probe beim Biegeversuch (Abbildung 2-45) an der Schweißnahtunterseite aufgrund eines Defektes gerissen. Im Querschliff an vergleichbarer Stelle zeigt sich passend dazu eine Fehlstelle, die allerdings kein offener LOP ist (Abbildung 2-46).

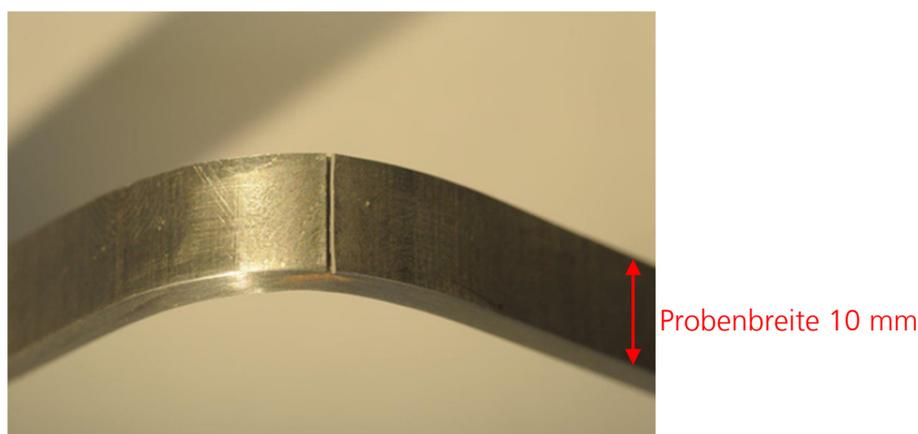


Abbildung 2-45: Biegeprobe entnommen aus Blech in Abbildung 2-44

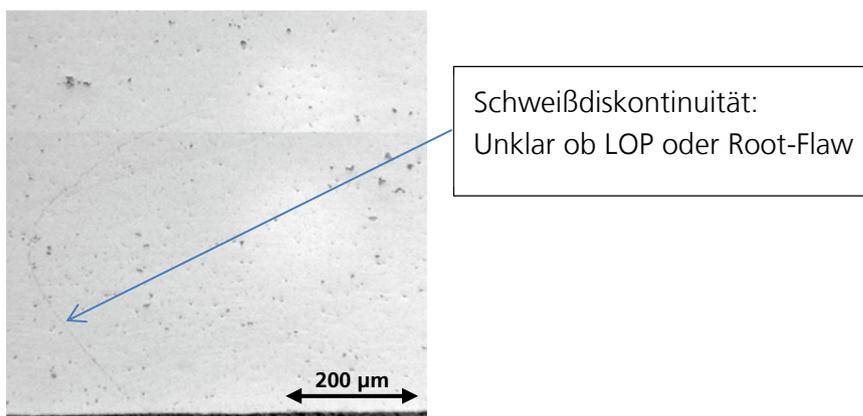


Abbildung 2-46: Querschliff von der Stelle 297 in Abbildung 2-44

Gegebenenfalls ist der Defekt so gering bzw. sind die ehemaligen Grenzflächen der beiden Bleche soweit verpresst, dass keine freie Fläche vorhanden ist, die den Schall reflektieren könnte. Damit scheint es, dass für die Detektierbarkeit mittels Ultraschall weniger die Länge der Fehlstelle als deren Öffnung ausschlaggebend ist.

Um im nächsten Schritt zu überprüfen, ob mit veränderten Ultraschall-Parametern die Detektierbarkeit verbessert werden kann, wurden die Einfallswinkel verändert. Standardmäßig wird im Impuls-Echo-Verfahren mit einer Prüffrequenz von 25 MHz in einem 20°-Winkel senkrecht zur Schweißnaht von der Advancing Side geprüft (siehe Abbildung 2-47). Mit dieser Prüfmethode werden üblicherweise auftretende Fehler detektiert.

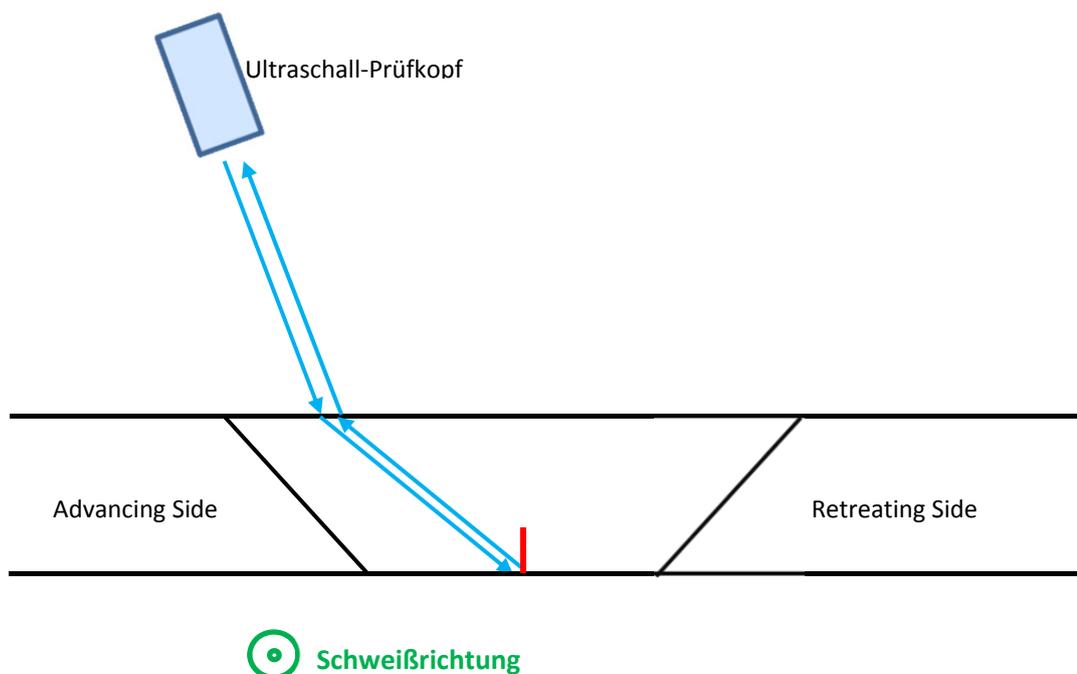


Abbildung 2-47: Prinzipskizze Impuls-Echo-Verfahren, Standard-Einstellungen

So ist auch im US-Bild der Einschluss im Wurzelbereich der FSW-Naht (Abbildung 2-48 und Abbildung 2-49) deutlich zu erkennen, ebenso wie der durchgängige LOP (Abbildung 2-48 und Abbildung 2-50). Die Darstellung im US-Bild lässt hier eine qualitative Bewertung der Fehlergröße zu.

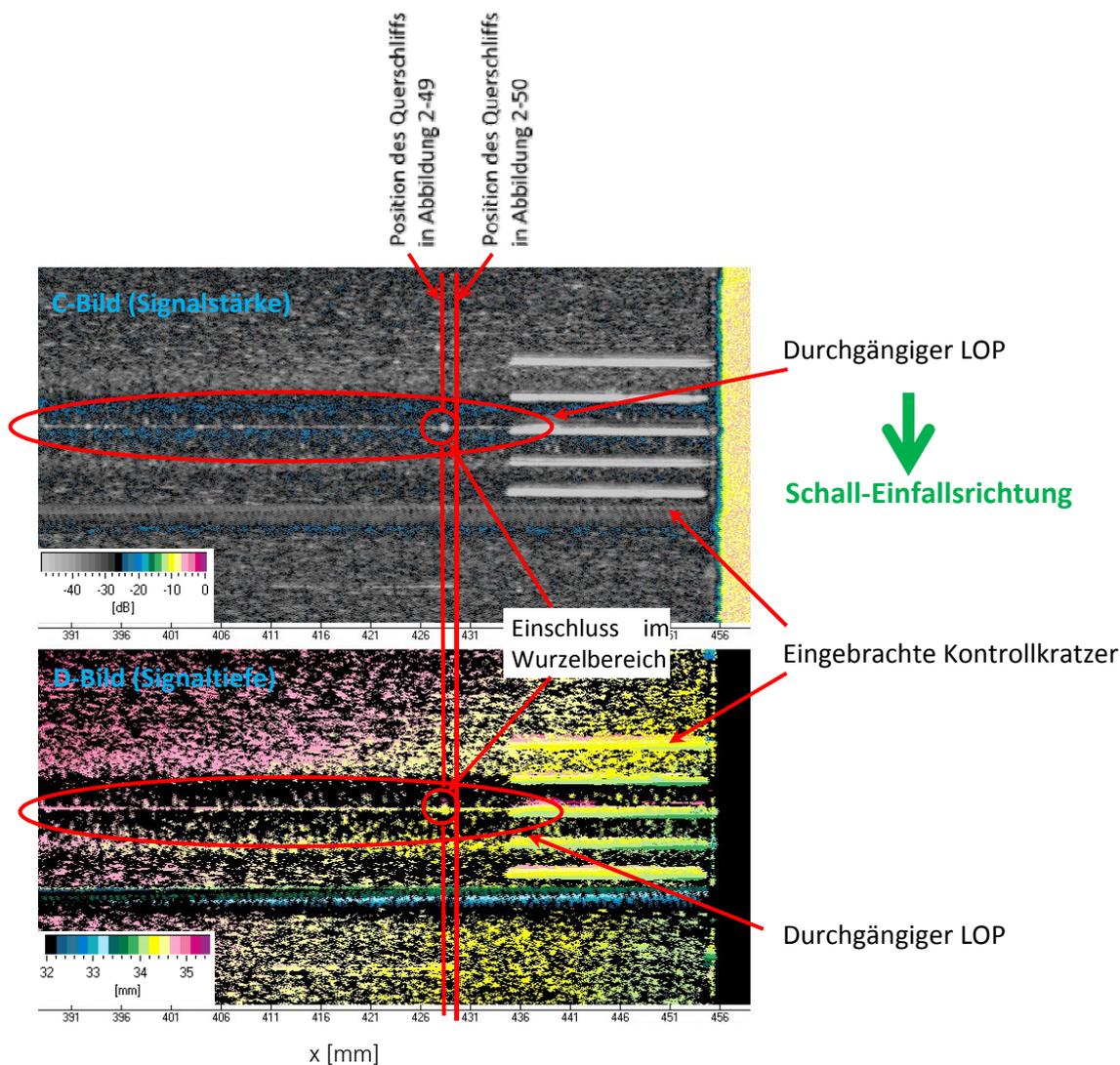


Abbildung 2-48: Ultraschallbild eines FSW-Blechs mit LOP

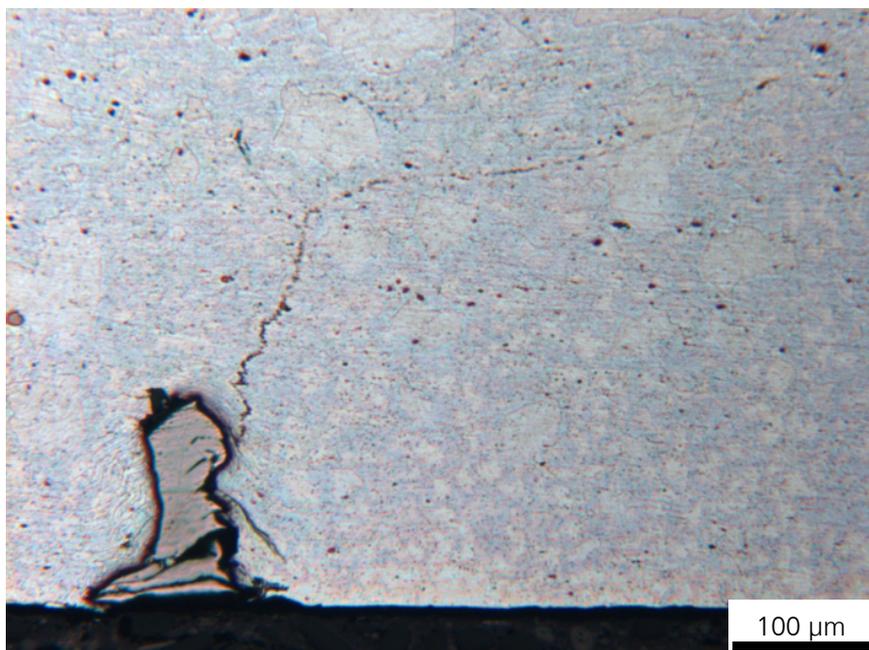


Abbildung 2-49: Querschliff bei Scan 428,4\_100x (linke Linie in Abbildung 2-48)

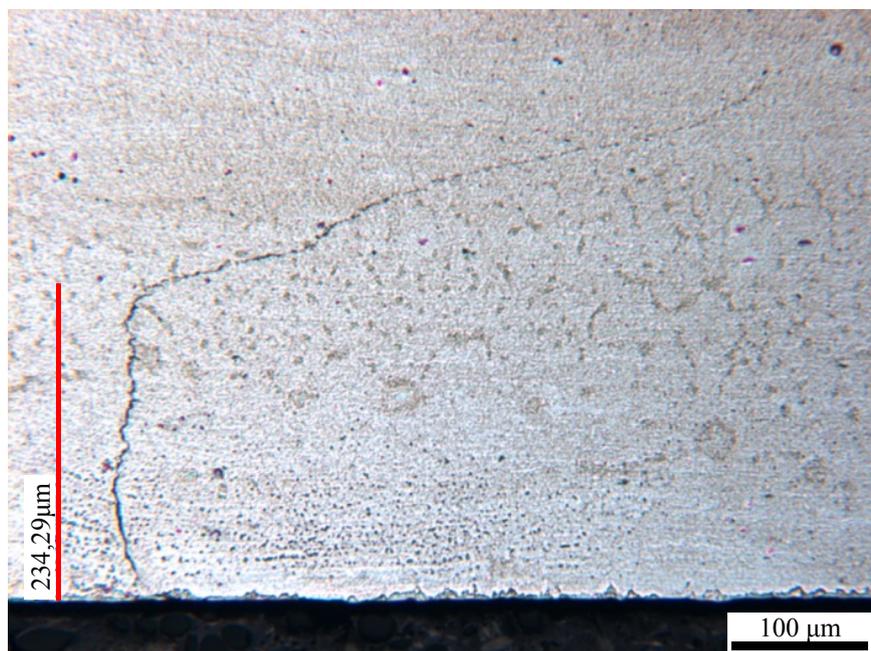


Abbildung 2-50: Querschliff bei Scan 428,8\_100x (rechte Linie in Abbildung 2-48)

Abbildung 2-51 skizziert eine Ultraschallprüfung parallel zur Schweißnaht. Hierbei konnten nicht einmal die eingebrachten Kontrollkratzer erkannt werden (Abbildung 2-52).

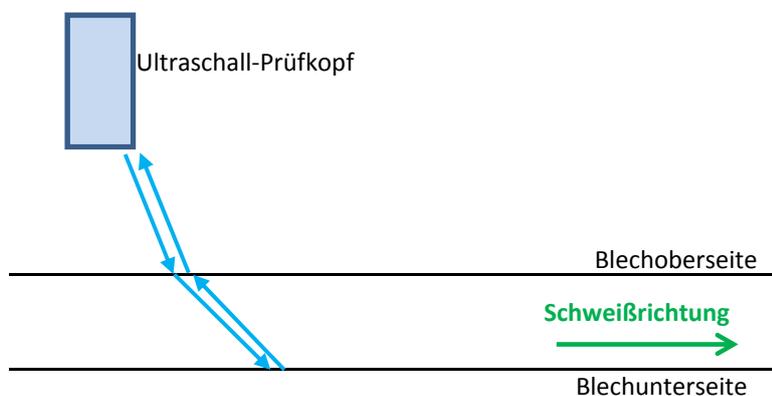


Abbildung 2-51: Prinzipskizze einer Ultraschallprüfung parallel zur Schweißnaht

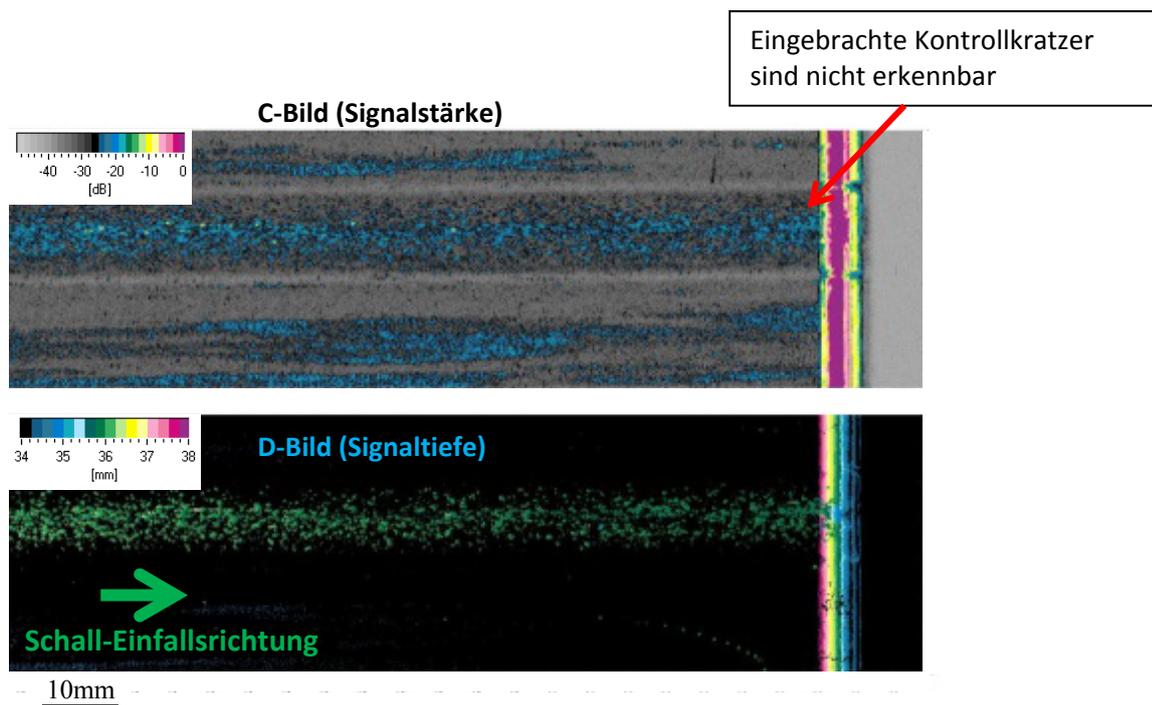


Abbildung 2-52: US-Bild mit Einfallswinkel in Richtung der Schweißnaht

Weiterhin wurde analog zum Standard, jedoch von der Retreating Side aus geschallt. Dieses Ergebnis (Abbildung 2-53) zeigt zwar die eingebrachten Kontrollkratzer sowie recht schwach den vorhandenen LOP, aber eine Verbesserung kann dadurch nicht erzielt werden. Weitere Einfallswinkel zeigen kein verwertbares Ergebnis (siehe Abbildung 2-54).

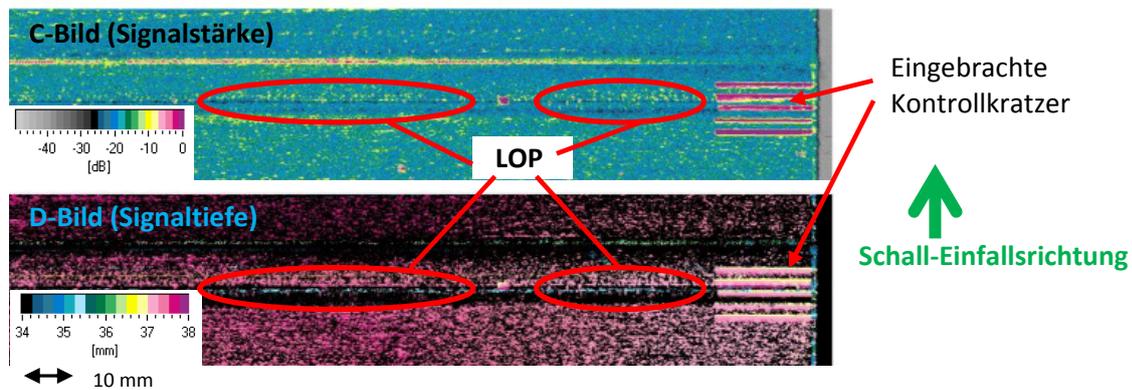


Abbildung 2-53: US-Bild eines FSW-Blechs mit Schall-Einfallswinkel von der Retreating-Side

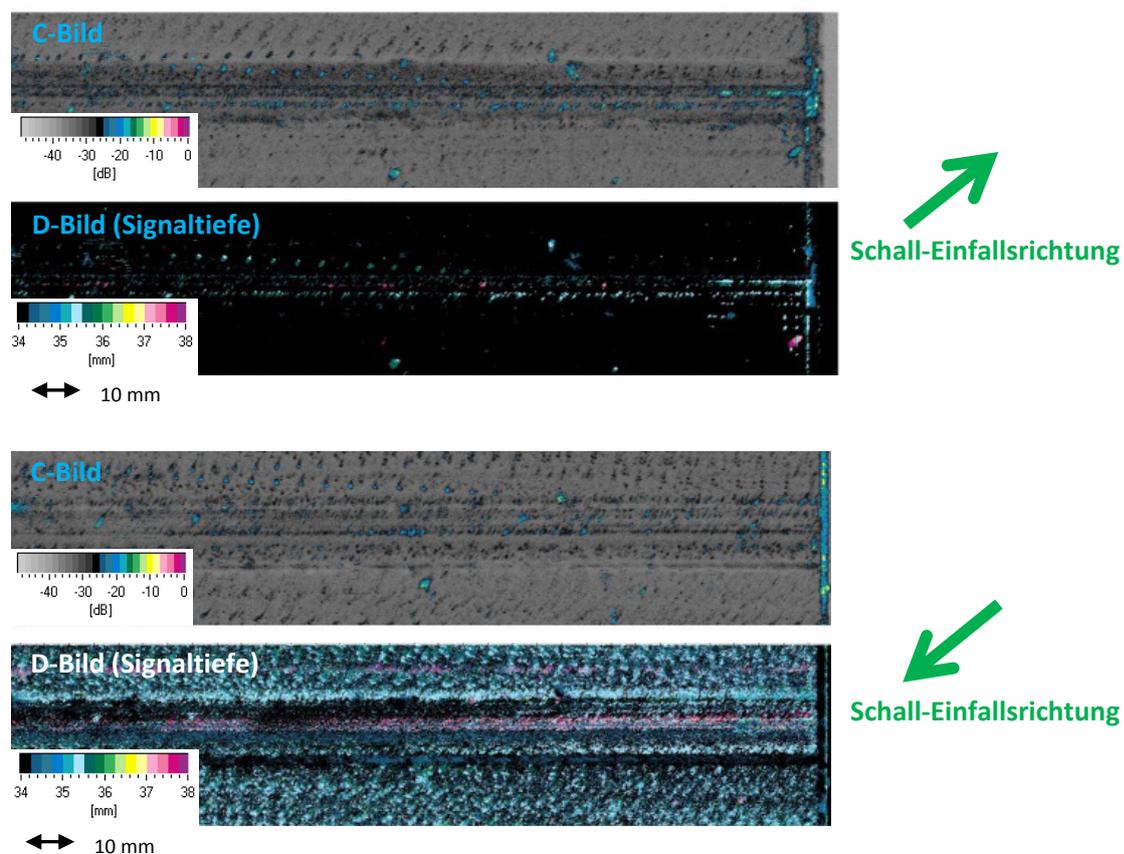


Abbildung 2-54: US-Bilder eines FSW-Blechs mit weiteren Schall-Einfallswinkeln

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass reibrührgeschweißte AlMgSc-Bleche in vielen Fällen sehr gut mittels Ultraschall geprüft und qualitativ bewertet werden konnten. Es hat sich gezeigt, dass Grenzfälle existieren, bei denen die Oberflächen der beiden Ursprungsbleche soweit verpresst sind, dass keine freie Fläche vorhanden ist, die den Schall reflektieren könnte.

### 2.1.2.2. AP2.2 Einfluss des Lack-of-Penetration (LOP) auf die Ermüdungslebensdauer

Für die Ermüdungsversuche wurden zwei AlMgSc-Bleche mit einer Dicke von 3,3 mm mittels FSW stumpf verschweißt; die Schweißparameter lagen bei einer Drehzahl von 1000 U/min, einem Vorschub von 600 mm/min und einer Pinlänge von 2,6 mm. Die zu kurze Pinlänge wurde bewusst gewählt, um einen LOP herbeizuführen.

Weiterhin wurde dieses Blech mittels Ultraschall untersucht (Abbildung 2-55). Im D-Bild ist –wie geplant– schwach ein fast kontinuierlicher LOP zu sehen (eingekreist). Des Weiteren ist an manchen Stellen offenbar ein Tunnel vorhanden, welcher sich durch ein deutliches Signal im C-Bild und gelb im D-Bild zeigt (rote Pfeile). Diese Stellen sollen bei den Ermüdungsversuchen außen vor gelassen werden.

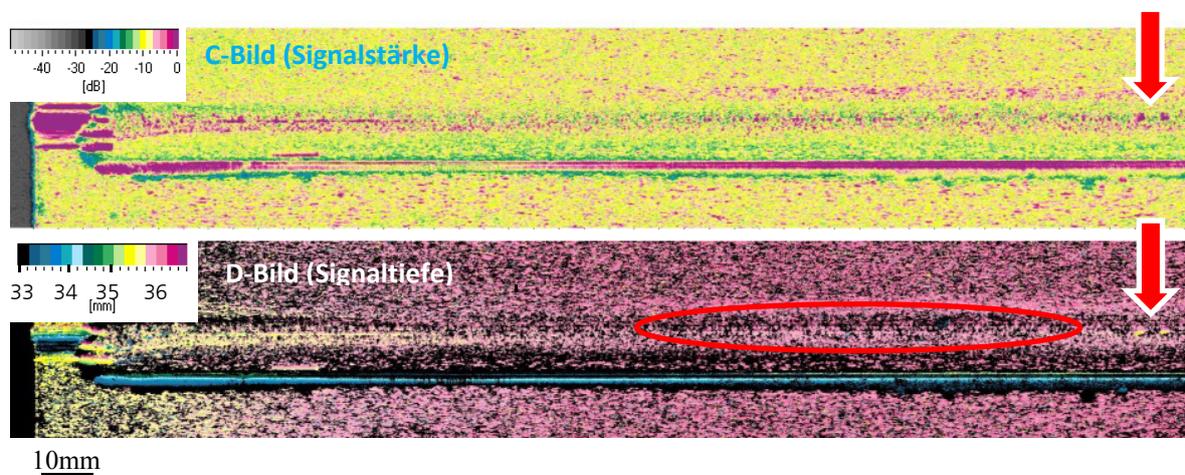


Abbildung 2-55: Ausschnitt aus dem US-Bild des Blechs für die Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsversuche wurden mit zehn Proben (Abbildung 2-56) auf einer servohydraulischen Prüfmaschine mit einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  und bei einer Frequenz von  $f = 25$  Hz durchgeführt. Zusätzlich wurde eine der Durchläufer-Proben ein weiteres Mal bei einer Frequenz von 10 Hz ermüdet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 2-57 dargestellt.

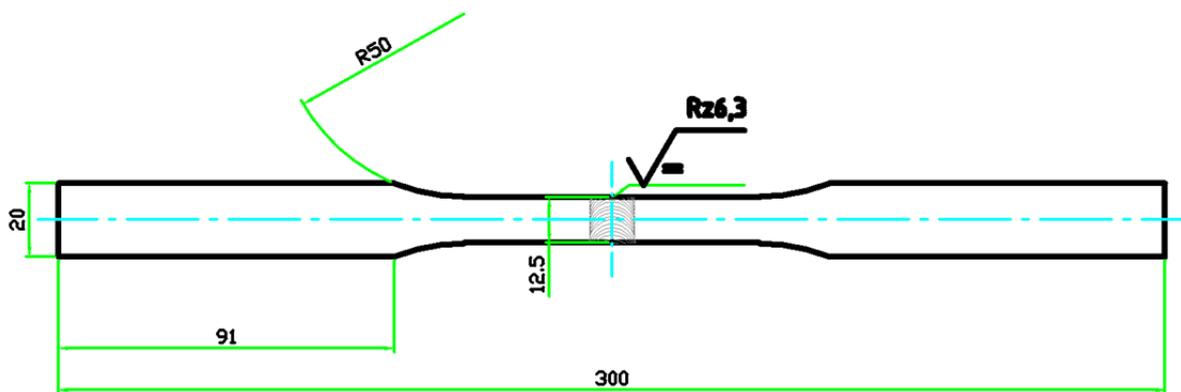


Abbildung 2-56: Probenabmessungen für die Ermüdungsversuche

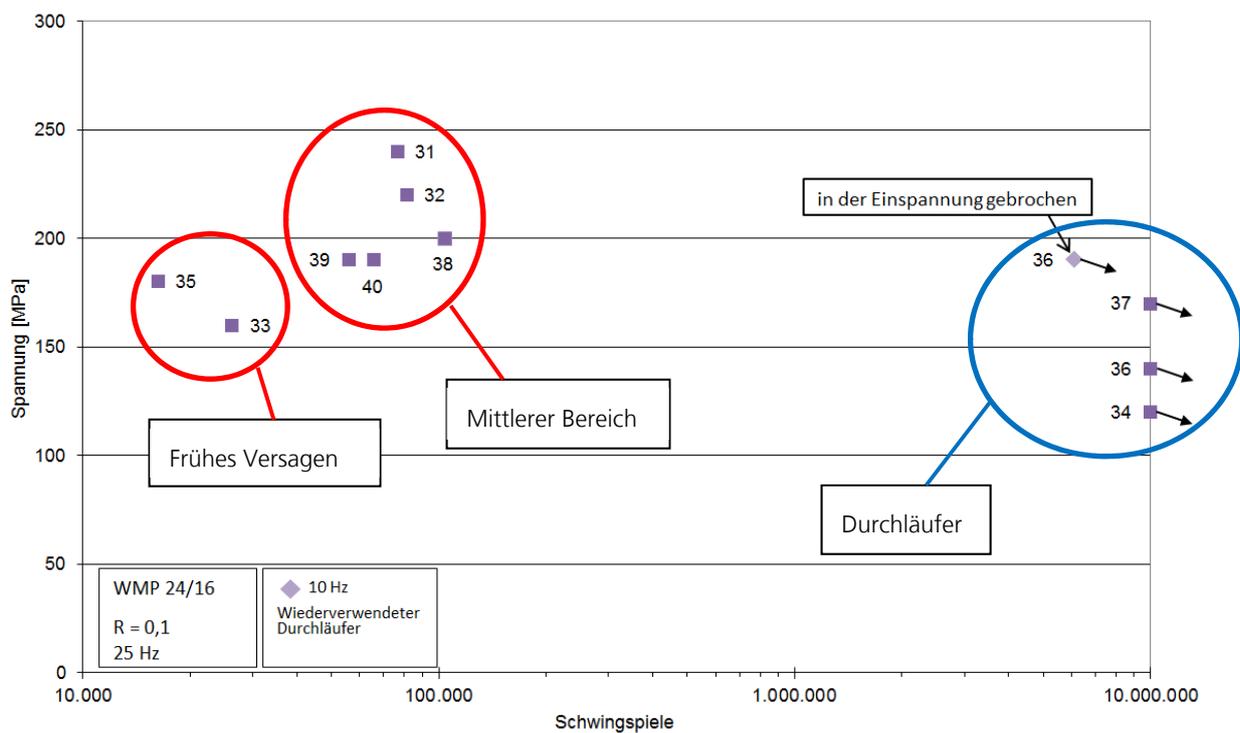


Abbildung 2-57: Ergebnisse der Ermüdungsversuche an AA5028

Eine „klassische“ Wöhler-Kurve ist dabei nicht zu erkennen. Eher lässt es sich als zwei Bereiche beschreiben: Zum einen die meisten Proben, die unter bzw. um die 100.000 Schwingspiele gebrochen sind. Zum anderen gab es jedoch auch Durchläufer-Proben, die bei 10.000.000 Schwingspielen noch intakt waren. Um einen Erklärungsansatz für diese untypische Verteilung zu finden, wurden die Bruchflächen rasterelektronenmikroskopisch untersucht.

Exemplarisch für die Durchläufer-Proben wurde Probe 36 untersucht, welche noch ein zweites Mal eingesetzt wurde und dann in der Einspannung gebrochen ist; das heißt, dass mit diesem Abbruch des Versuchs die eigentliche Messstelle (der Schweißnaht-Bereich) immer noch unversehrt war. Um sich den LOP „von innen“ anzusehen, wurde die Probe auseinandergezogen und so ein Gewaltbruch in der Schweißnaht hervorgerufen.

Auf der Bruchfläche der Probe 36 zeigt sich ein durchgängiger LOP von etwa 0,18 mm (Abbildung 2-58 und Abbildung 2-59). Direkt oberhalb des LOPs schließt sich die Wabenstruktur des Gewaltbruchs an. Das heißt, dass der LOP bei dieser Probe bei der Ermüdung offenbar keinen Einfluss hatte.

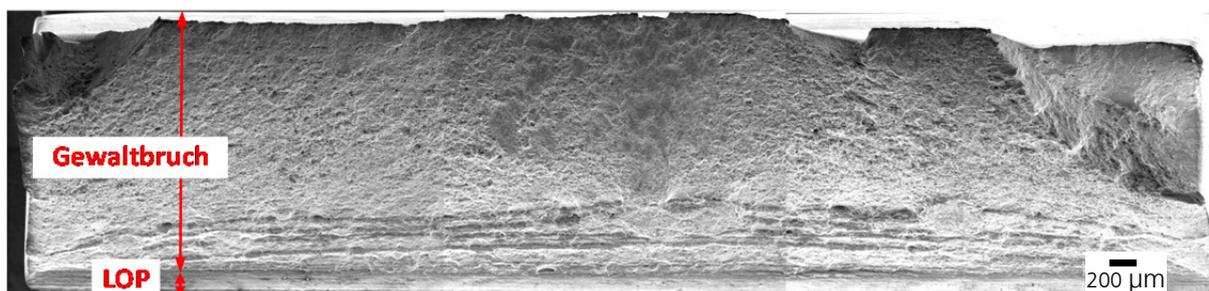


Abbildung 2-58: Übersicht der Bruchfläche von Probe 36

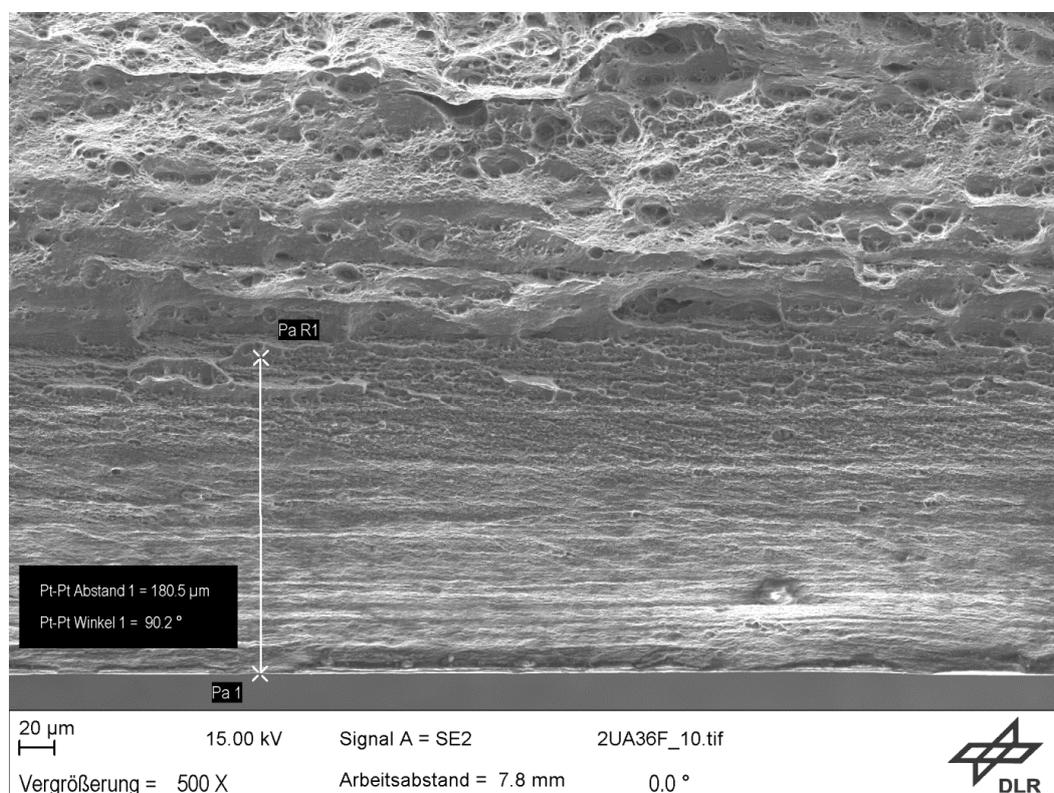


Abbildung 2-59: Bruchfläche der Probe 36 mit LOP

Die beiden Proben 33 und 35, die bereits früh versagt haben, ähneln sich und zeigen ein analoges Bild. Beide weisen einen Ermüdungsbruch (Abbildung 2-60 und Abbildung 2-62) auf, bei dem sich im Ausgangsbereich eine längliche Struktur zeigt (rote Rechtecke), welche auf eine nicht verschweißte Ebene in der Schweißwurzel zurückzuführen ist (Abbildung 2-61 und Abbildung 2-63). Offenbar liegt bei diesen Proben nicht im LOP, sondern in einem weiteren FSF-Defekt die Ursache für das frühe Versagen der Proben.

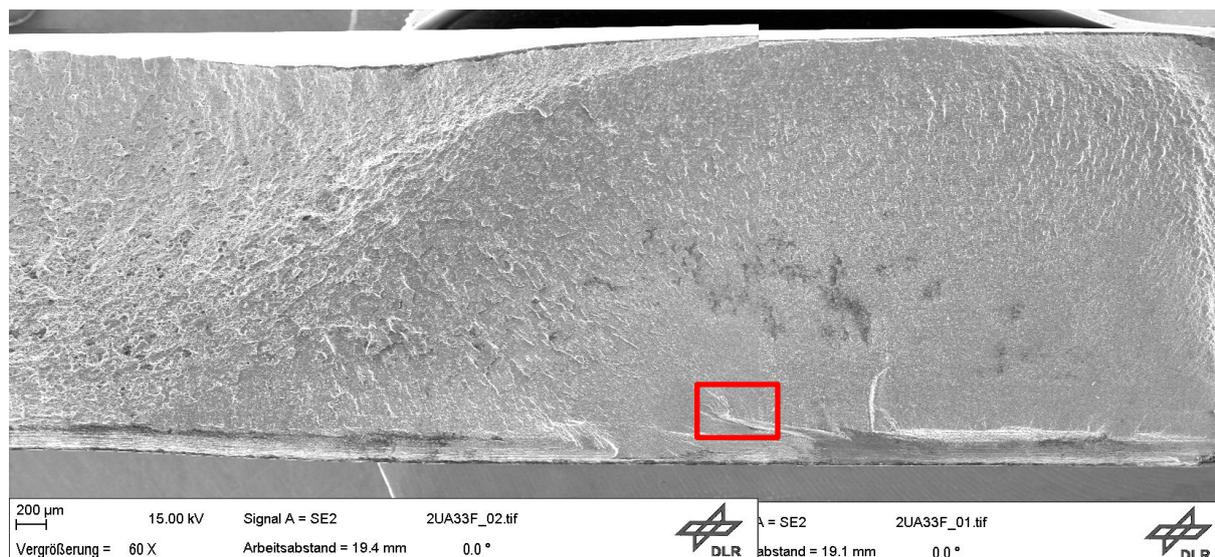


Abbildung 2-60: Probe 33, Übersicht

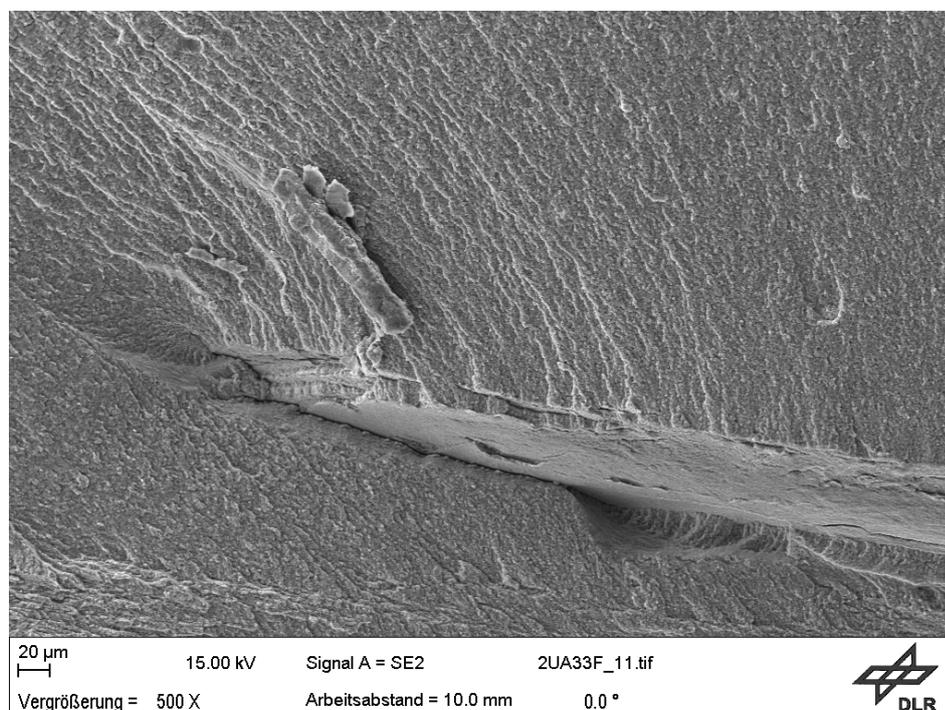


Abbildung 2-61: Probe 33, Defekt in der Schweißwurzel

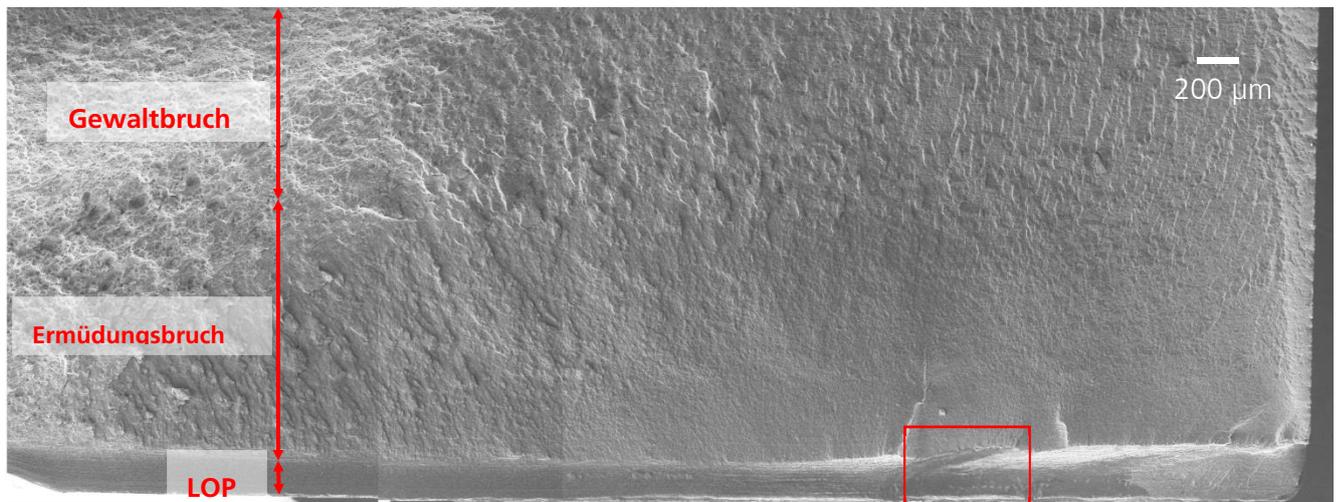


Abbildung 2-62: Probe 35, Übersicht

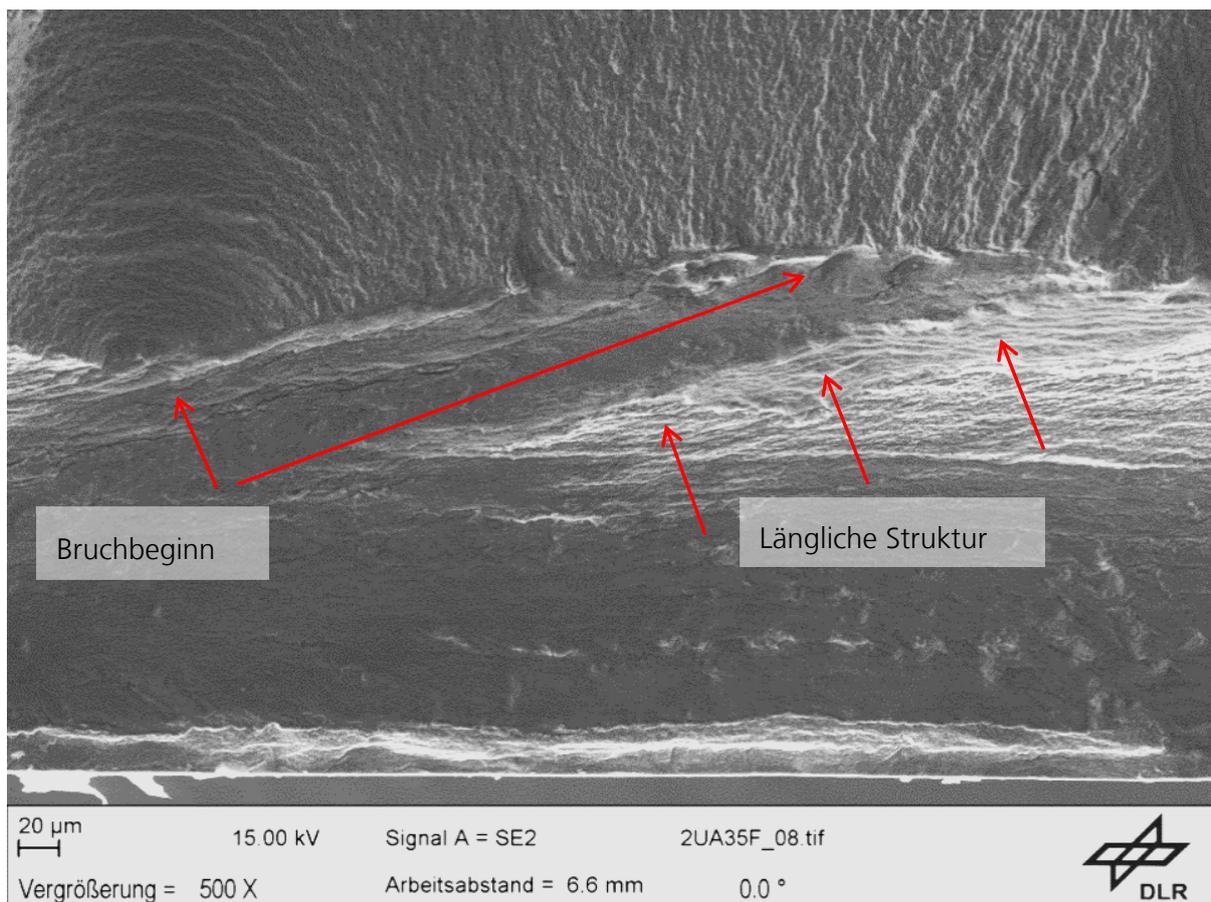


Abbildung 2-63: Probe 35, Ausgang des Ermüdungsbruchs

Die Bruchfläche der Probe 31 weist außer dem durchgängigen LOP deutliche Rastlinien eines Ermüdungsbruchs auf (Abbildung 2-64). Der Beginn des Ermüdungsbruchs im Zentrum der Rastlinien ist offenbar eine Verunreinigung an der Schweißwurzel (Abbildung 2-65).

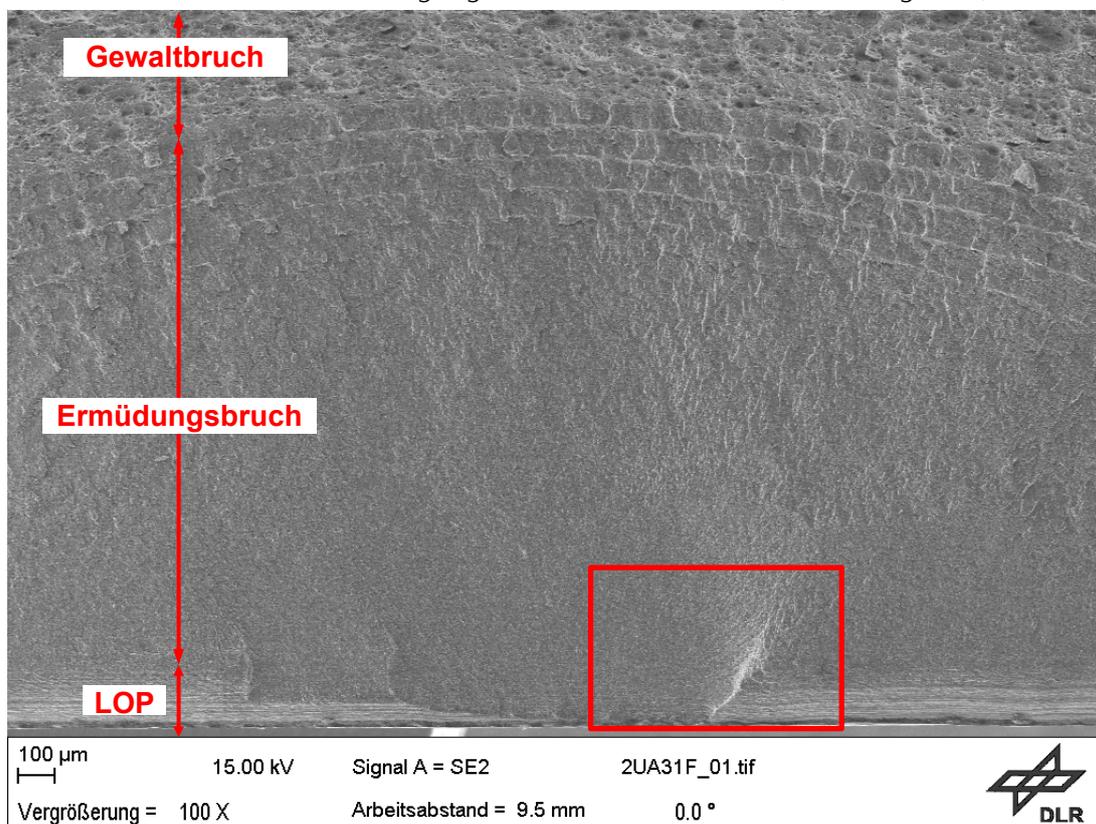


Abbildung 2-64: Übersicht Probe 31

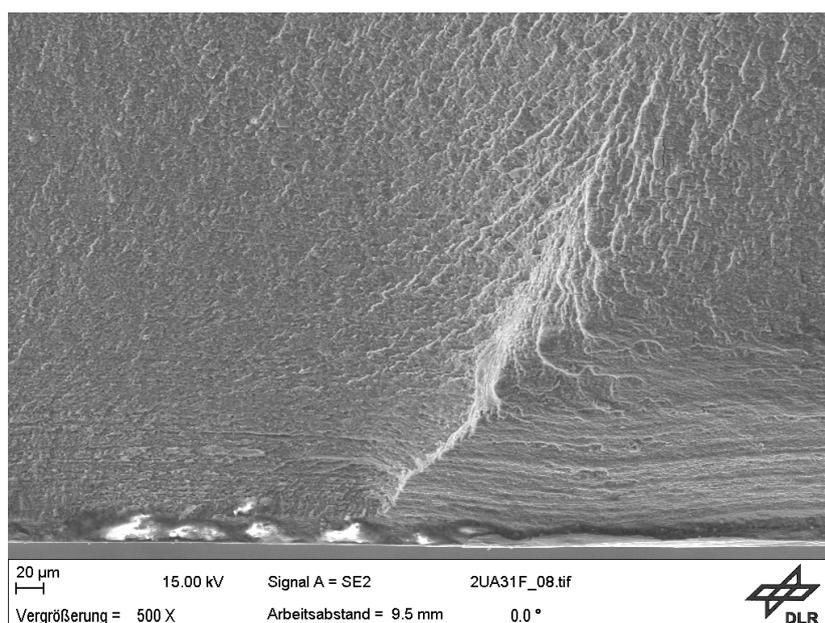


Abbildung 2-65: Verunreinigung im Wurzelbereich Probe 31

Im mittleren Bereich ist auf allen Bruchflächen der Ermüdungsproben zu erkennen, dass der Bruchbeginn von der Schweißnahtwurzel ausgeht, und zwar aus dem Bereich des LOP (des - eigentlich- nicht verschweißten Bereichs), siehe z.B. Probe 40, Abbildung 2-66 bis Abbildung 2-68. Offenbar ist dieser LOP-Bereich an einigen Stellen dennoch verschweißt, denn eine nicht verschweißete, nur aneinander liegende Fläche kann keine Bruchfläche aufweisen.

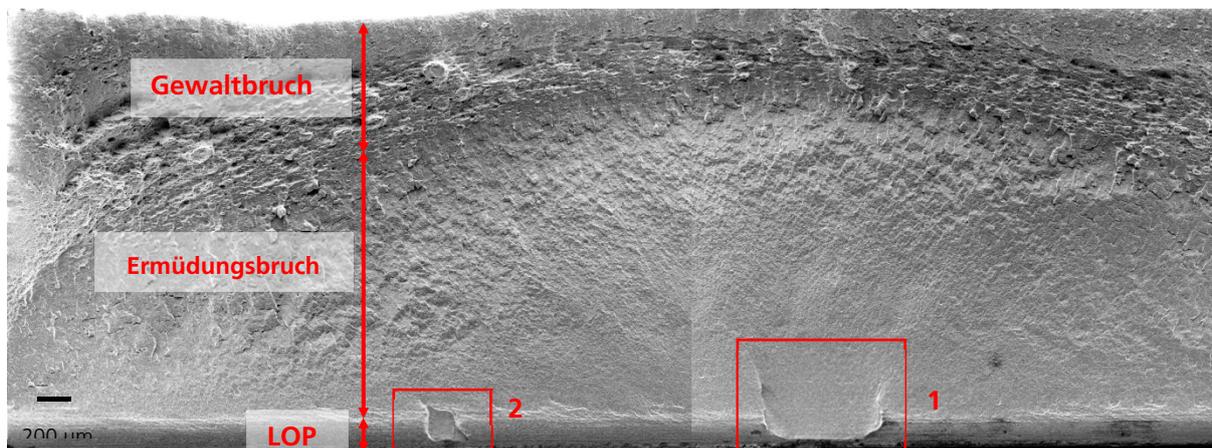


Abbildung 2-66: Probe 40, Übersicht

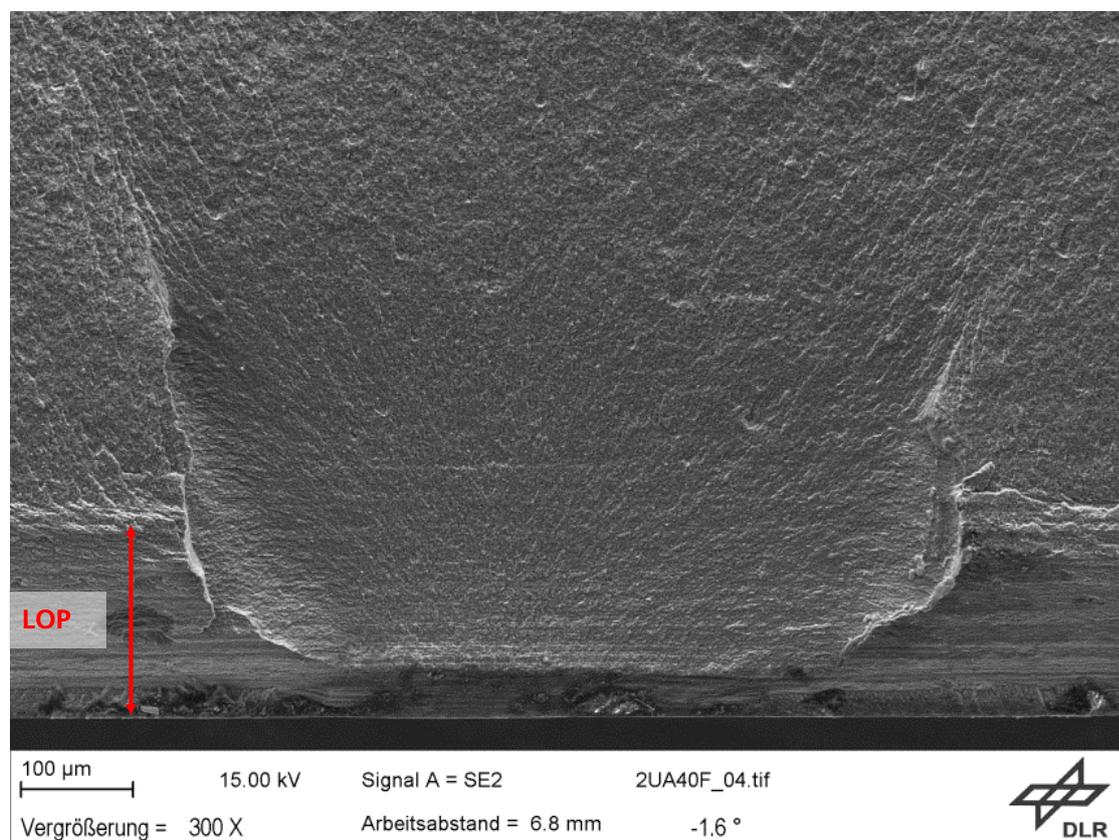


Abbildung 2-67: Probe 40, Bruchbeginn, Ausschnitt 1

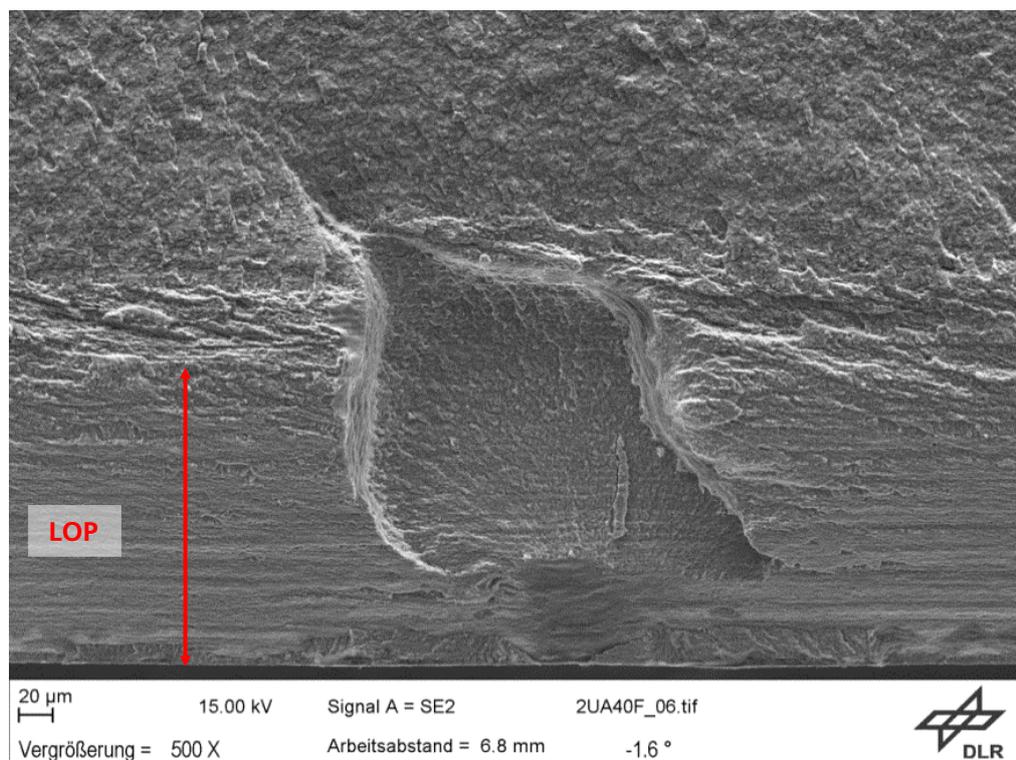


Abbildung 2-68: Probe 40, gestoppter Bruchbeginn, Ausschnitt 2

Bei Probe 40 gab es zwei Stellen, an denen ein Ermüdungsbruch startete; jedoch hat sich der Bruch von Abbildung 2-67 beginnend so schnell ausgebreitet, dass der Bruch von Abbildung 2-68 beginnend sich nicht weiter ausbreiten konnte.

Ebenso wie bei Probe 40 gab es auch bei Probe 32 zwei Stellen, von denen sich ein Ermüdungsbruch ausbreitete und sich später überlagerte. Ebenfalls ist hier zu erkennen, dass die beiden Defekte, von denen der Bruch ausgeht, im Bereich des eigentlichen LOP liegen (Abbildung 2-69 und Abbildung 2-70).

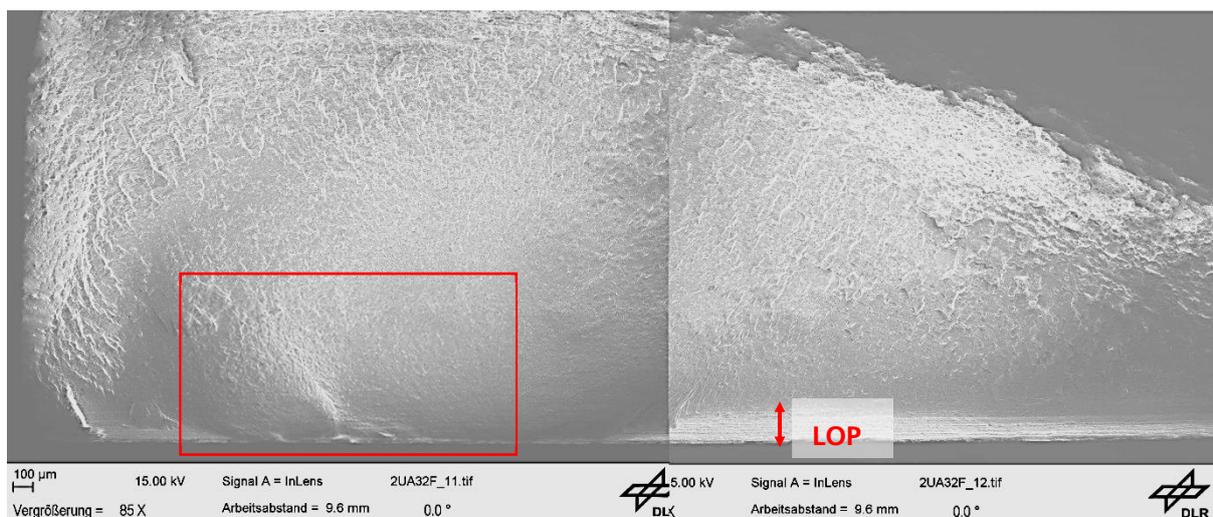


Abbildung 2-69: Probe 32, Übersicht

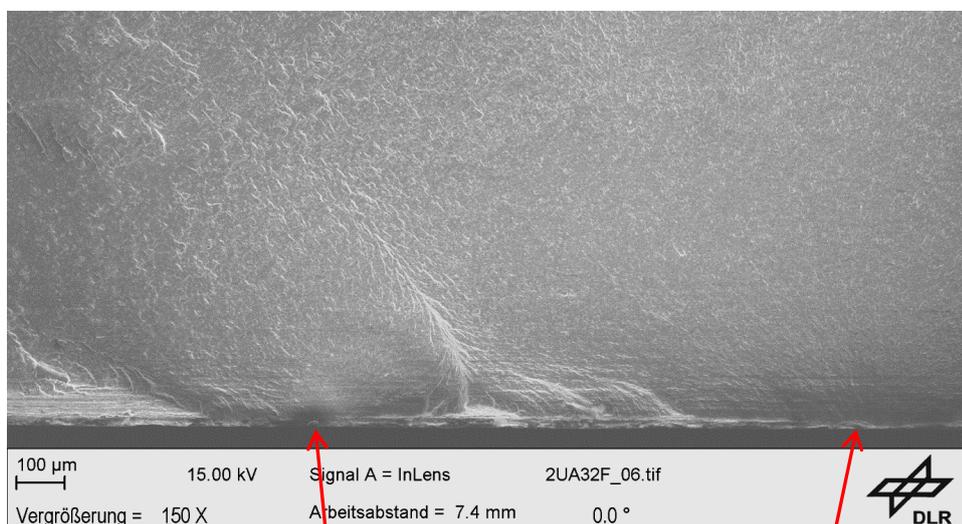


Abbildung 2-70: Probe 32, Bruchausgänge (siehe Pfeile)

Bei Probe 38 sind es drei Stellen, von denen sich Ermüdungsbrüche fast gleichmäßig ausbreiteten (Abbildung 2-71). Auch hier starteten die Brüche aus dem Bereich des eigentlichen LOP (Abbildung 2-72 bis Abbildung 2-74).

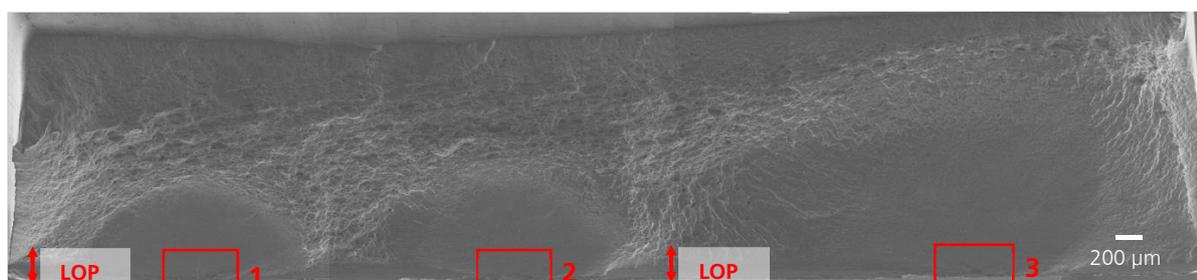
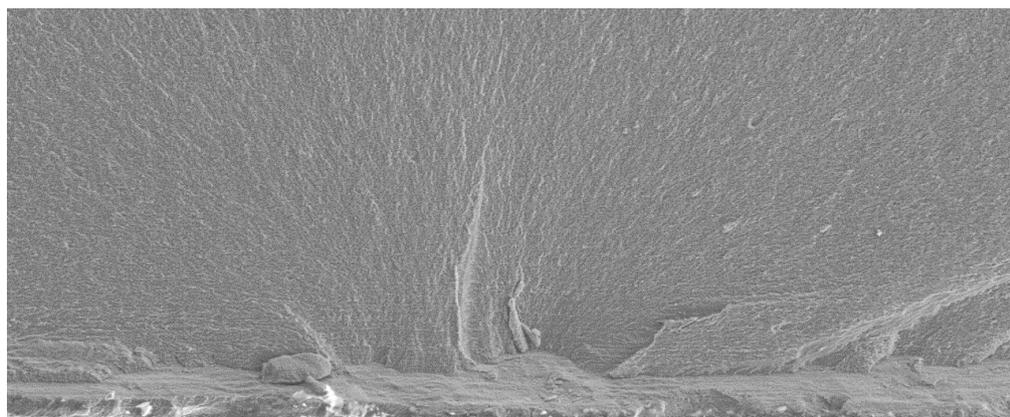
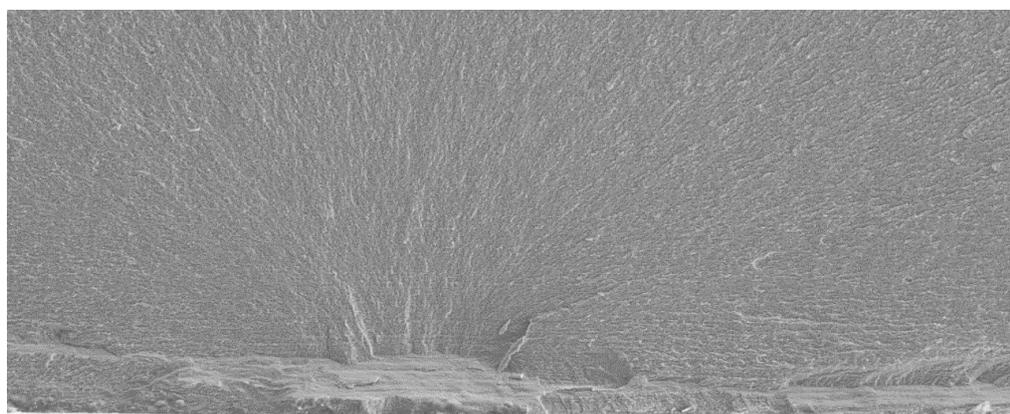


Abbildung 2-71: Probe 38, Übersicht



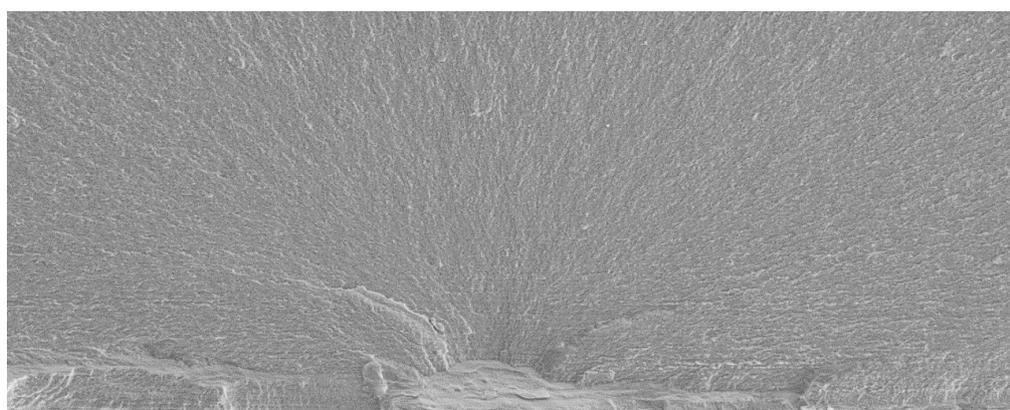
100 $\mu\text{m}$	15.00 kV	Signal A = SE2	2UA38F_11.tif	
Vergrößerung = 300 X	Arbeitsabstand = 6.2 mm	0,0 °		

Abbildung 2-72: Probe 38, Ausschnitt 1



100 $\mu\text{m}$	15.00 kV	Signal A = SE2	2UA38F_09.tif	
Vergrößerung = 300 X	Arbeitsabstand = 6.4 mm	0,0 °		

Abbildung 2-73: Probe 38, Ausschnitt 2



100 $\mu\text{m}$	15.00 kV	Signal A = SE2	2UA38F_06.tif	
Vergrößerung = 300 X	Arbeitsabstand = 6.4 mm	0,0 °		

Abbildung 2-74: Probe 38, Ausschnitt 3

Bei Probe 39 liegt die Stelle (hier ist es nur eine), von der der Bruch beginnt, ebenso wie bei den anderen Proben, im mittleren Bereich des LOPs (Abbildung 2-75 und Abbildung 2-76).

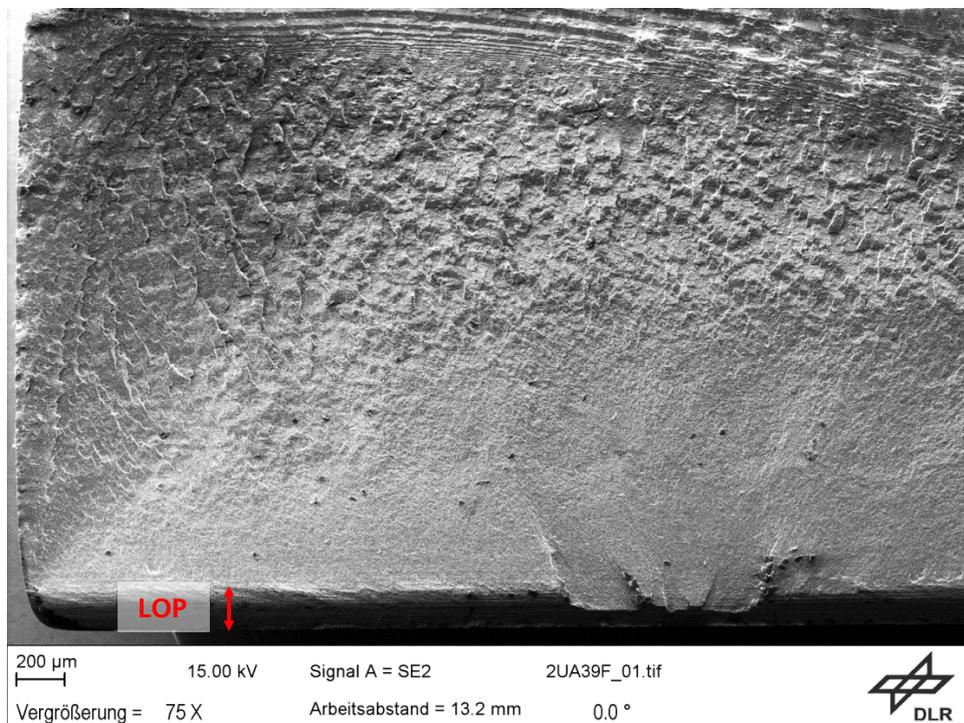


Abbildung 2-75: Probe 39, Übersicht

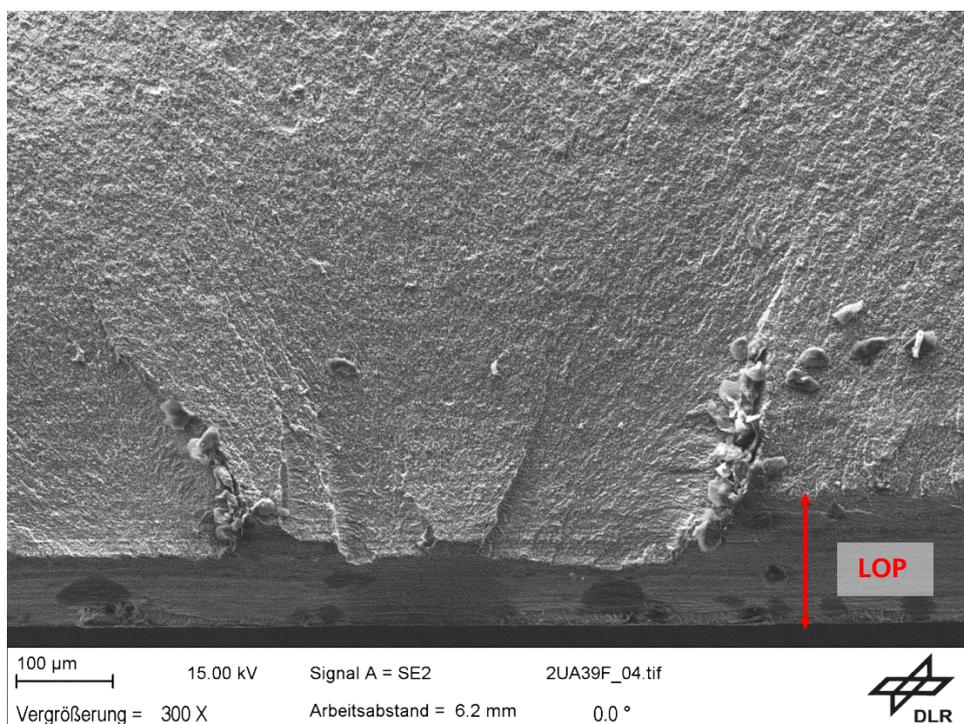


Abbildung 2-76: Probe 39, Ausschnitt

---

Zusammenfassend, können die Bruchflächen in drei Kategorien unterteilt werden: Die untersuchte Dauerläufer-Probe (36) zeigt einen kontinuierlichen LOP. Die Proben im mittleren Bereich weisen einen LOP mit Unterbrechungen auf, d.h. mit teilweise doch verschweißten Bereichen. Diese Bereiche waren jeweils der Ausgang für den Ermüdungsbruch. Die beiden Proben, die früh versagt haben, zeigen eine längliche Struktur, ein offenbar nicht verschweißter Bereich oberhalb des LOP, von dem der Ermüdungsbruch startete.

### 2.1.3. AP3 – Biaxiale Prüfung

Im Rahmen des nachfolgend dargestellten Untersuchungsprogramms soll eine Methodik aufgezeigt werden, mit der sich Teilaspekte des Ermüdungsrisswachstums in der IMA-Schale auf biaxialen Kreuzproben abbilden lassen. Im Vergleich zur IMA-Schale sind die Kreuzproben wesentlich günstiger herzustellen und zu untersuchen, wodurch grundlegende Mechanismen der Rissausbreitung an einem größeren Probenumfang studiert werden können. Im Schalenprüfstand wird die IMA-Schale dabei mit Lasten in Längsrichtung und einem Innendruck beaufschlagt, wodurch Längs- und Umfangsspannungen hervorgerufen werden. Damit stellt sich im Hautfeld trotz der gekrümmten Schale ein überwiegend zweiachsiger Spannungszustand ein. Diese Grundannahme dient zur Übertragung der Rissbeanspruchungen auf die Kreuzproben. Abbildung 2-77 stellt vorab das Ergebnis der nachfolgenden Untersuchungen dar. Es haben sich hierdurch zwei Formen von Kreuzproben ergeben, welche die Szenarien eines Längs- und Umfangsrisses der IMA-Schale abbilden können. Darüber hinaus kann durch Veränderung des Startkerbs oder der Lastverhältnisse auch das Rissablenkungsverhalten untersucht werden.

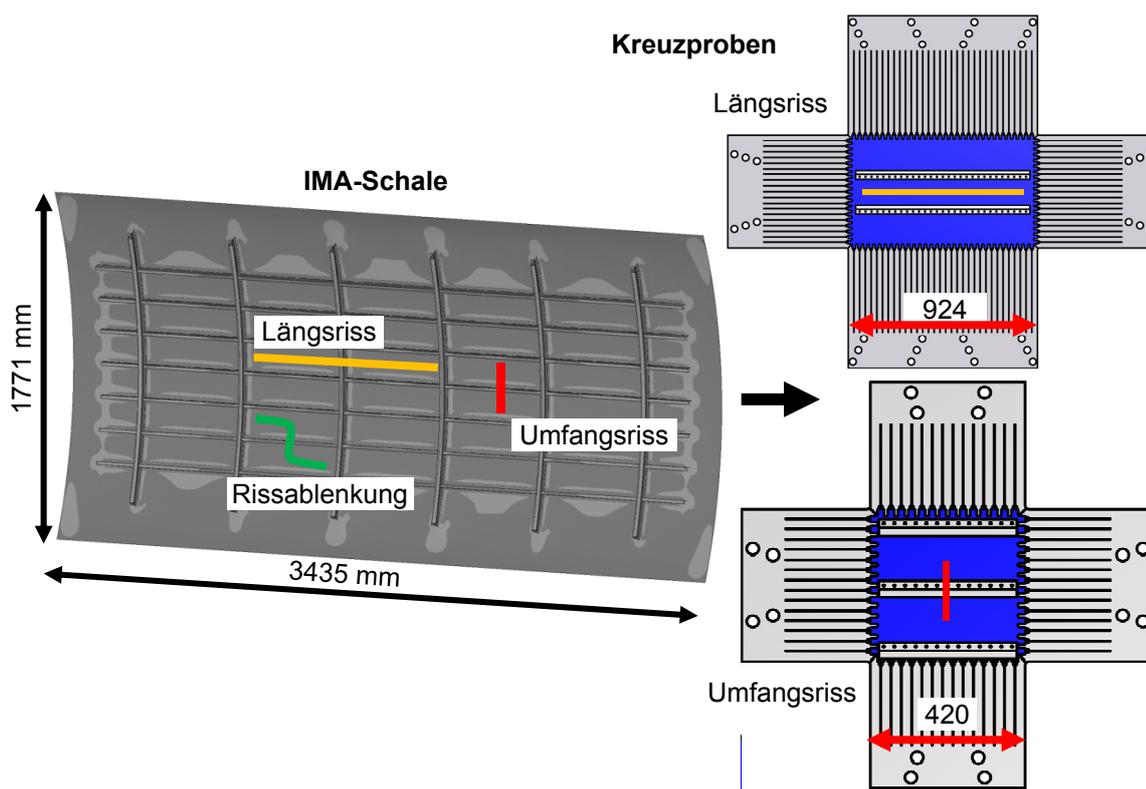


Abbildung 2-77: Abgeleitete Kreuzproben zur Untersuchung von Längs- und Umfangsrissen der IMA-Schale

Die Vorgehensweise zur Auslegung der Kreuzproben und Übertragung der Risspitzenbeanspruchungen auf die Kreuzproben, welche in den nachfolgenden Unterkapiteln aufgezeigt wird, sieht dabei wie folgt aus:

1. Analyse des Lastzustands in der IMA-Schale mittels eines FE-Modells
2. Auswertung des Belastungsverlaufs des IMA-Schalenversuchs und Auswahl repräsentativer Lastfälle
3. Festlegung des Probedesigns der Kreuzproben
4. Prozedur zur Versuchsdurchführung und Auswertung festlegen
5. Rissfortschrittsversuche an Kreuzproben durchführen

Im Rahmen der Rissfortschrittsversuche wurden schließlich die Aluminiumlegierungen AA2024-T351 und AA5028-H116 untersucht. Während AA2024 schon seit Jahrzehnten im Luftfahrtbereich etabliert ist, stellt AA5028 eine vergleichsweise neue Legierung dar, welche bei ähnlichen mechanischen Eigenschaften mit einer ca. 3-4 % geringeren Dichte beworben wird [8]. Dies könnte zu einer deutlichen Gewichtsersparnis im Flugzeugrumpf führen.

### 2.1.3.1. Finite-Elemente Analyse der IMA Schale

Die Rissspitzenbeanspruchungen der IMA-Schale wurden im Rahmen eines FE-Modells analysiert. Hierbei repräsentiert die Schale eine Sektion im oberen Rumpfbereich zwischen den Tragflügeln und dem Heckleitwerk eines Airbus A320. Die zugrunde liegenden Geometriedaten und Belastungsdaten wurden dabei von Airbus im Rahmen des Projekts zur Verfügung gestellt. Das Hautfeld besteht aus der Al-Legierung AA2024-T351, während die Stringer und Spante aus AA2196 gefertigt sind.

Für die FE-Analysen wurde ANSYS Classic V15 genutzt. Das FE-Modell der IMA-Schale ist in Abbildung 2-78 dargestellt. Das Modell ist dabei komplett parametrisch aufgebaut, sodass sich die Topologie der Schale leicht verändern lässt. Da es sich bei Wandstärken zwischen 1,2 und 2,2 mm um eine typische Leichtbaustruktur handelt wurde das Modell aus Flächen generiert, welche anschließend mittels Shell-Elementen mit quadratischer Ansatzfunktion vernetzt wurden. Für das Materialmodell wurde linear-elastisches Verhalten angenommen. Das E-Modul im Hautfeld beträgt somit 70,3 GPa, während dieses für die Stringer und Spante 78,0 GPa beträgt, bei einer Querkontraktionszahl  $\nu$  von 0,33. Die Randbedingungen wurden entsprechend Abbildung 2-78 (a) identisch zur IMA-Schale gewählt. Das Hautfeld ist an oberer und unterer Seite fixiert. Links und rechts wird die äußere Zugkraft  $F_z$  eingeleitet, welche in einer Längsspannung resultiert. Auf der Innenseite der Schale wirkt flächig der Innendruck  $\Delta p_i$  in Form einer Flächenlast. Durch die Fixierung des Hautfeldes entsteht hieraus die entsprechende Umfangsspannung. Zusätzlich greift noch eine Spantkraft  $F_{\text{Spant}}$  an den Enden der Spante an, um hier die entsprechenden Schnittkräfte nachzubilden. In das Modell kann letztlich parametrisch ein Riss eingebracht werden.

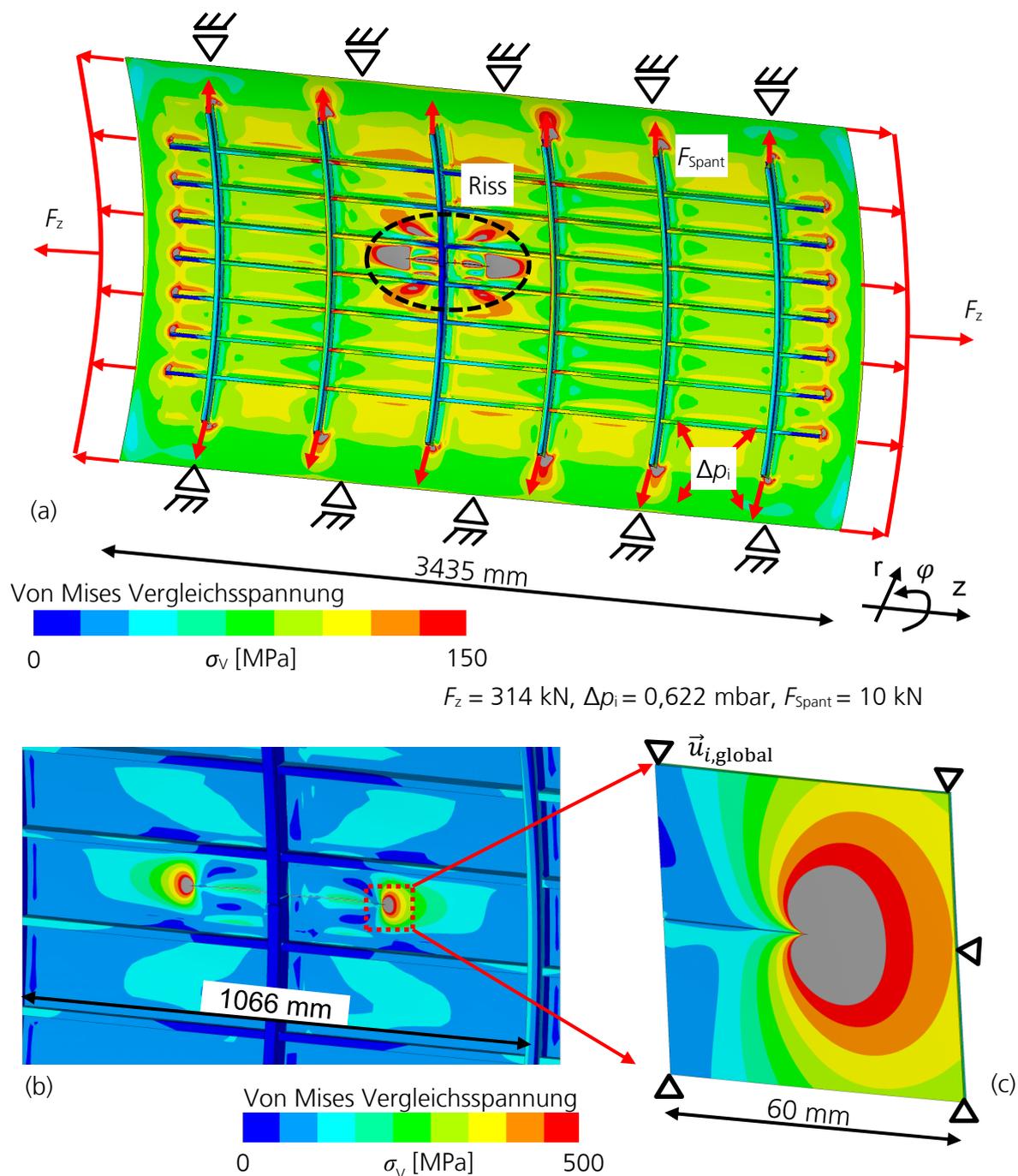


Abbildung 2-78: Schalenmodell der IMA-Schale (a) mit Randbedingungen, sowie Rissbereich (b) und Submodell (c) des Bereichs der Risspitze

Nach Abbildung 2-78 (a) betragen die Vergleichsspannungen im Bereich der Pockets auf dem Hautfeld, also die Bereiche zwischen den Stringern und Spanten, unter maximalen Spannungen etwa 80 – 110 MPa, was in etwa 1/3 der Fließgrenze von AA2024-T351 entspricht. Abbildung 2-78 (b) zeigt dabei exemplarisch einen Längsriss über einen gebrochenen Spant. Ebenso können jedoch auch Umfangsrisse über einem gebrochenen Stringer modelliert werden. Mittels Ansys

lassen sich jedoch nicht unmittelbar die Spannungsintensitätsfaktoren an den Risspitzen in den Schalenelementen berechnen. Wie in Abbildung 2-78 (c) dargestellt wurde dazu ein Submodell im Bereich der Risspitzen aus Volumenelementen erstellt. Mittels dieser Submodelltechnik wurden die Verschiebungsfelder des Gesamtmodells auf die Ränder des Submodells projiziert und nach dem Berechnungsschritt die Spannungsintensitätsfaktoren extrahiert.

Abbildung 2-79 zeigt die somit ermittelten Spannungsintensitätsfaktoren  $K_I$  für das Szenario eines Umfangsrisse über einen gebrochenen Stringer (Abbildung 2-79 (a)) und für einen Längsrisse über einen gebrochenen Spant (Abbildung 2-79 (b)) unter maximalen Lasten.

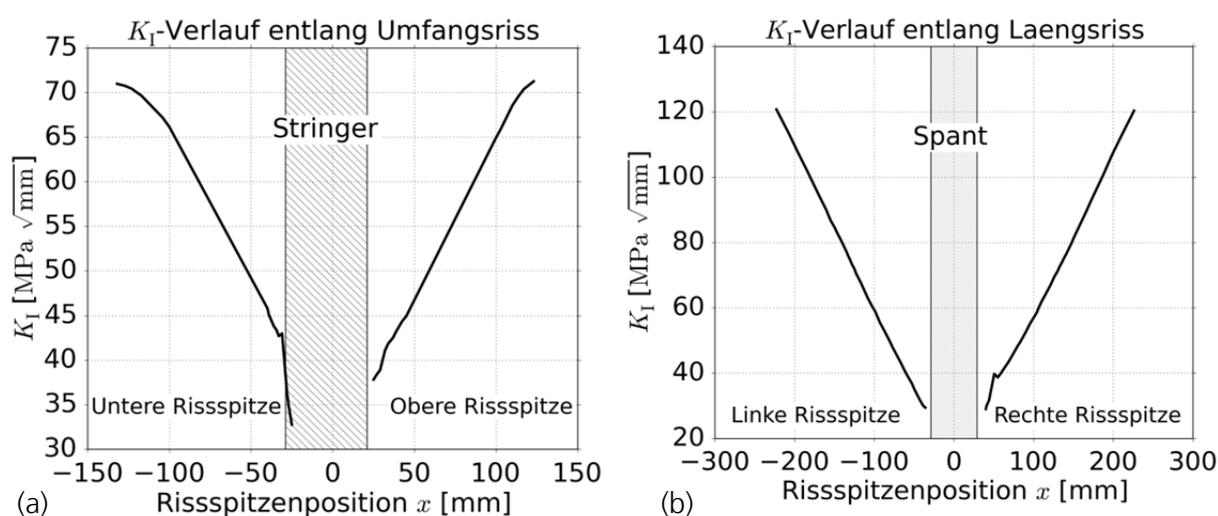


Abbildung 2-79: Spannungsintensitätsfaktoren entlang Umfangsrisse (a) und Längsrisse (b) in der IMA-Schale unter maximalen Lasten bei  $F_z = 314$  kN,  $\Delta p_i = 0,622$  mbar,  $F_{\text{Spant}} = 10$  kN

Die Stringer haben einen Abstand von 169,5 mm während die Spante in Abständen von 533,4 mm angeordnet sind. Damit sind unterschiedlich lange Risse in beiden Richtungen für einen 2-bay-crack möglich, was sich in den maximalen Spannungsintensitätsfaktoren widerspiegelt. Während für den Umfangsrisse Werte für  $K_I$  von etwa 72 MPa√m erreicht werden können, betragen diese für den Längsrisse etwa 120 MPa√m. In beiden Fällen liegen diese somit deutlich über typischen Werten für kritische Spannungsintensitätsfaktoren von beispielsweise  $K_{Ic} = 31$  MPa√m (L-T Richtung) für AA2024-T351 [9].

### 2.1.3.2. Belastungsverlauf der IMA Schale

Die Belastungen der IMA-Schale sind einem realen Flugbetrieb nachempfunden. Es wird also ein zeitabhängiger Spannungszustand wie in einer Flugzeugschale erzeugt. Damit handelt es sich um einen Betriebslasten-Nachfahrversuch. Für die weitere Auslegung des Kreuzprobendesigns und eines Versuchsablauf, stellte Airbus die zum IMA-Schalen-Datensatz zugehörigen Betriebslasten zur Verfügung. Der Datensatz beinhaltet im Wesentlichen folgende Daten für den Bereich des Spantes C47 und Stringers TL:

## 1. Flugdaten

- 165 verschiedene Flugsequenzen
- Abfolge von Längsspannungen und Innendrücken
- Pro Flug 13 (1\_2nDAAH) bis 1300 (153\_2nDa ) Datenpunkte
- Der Innendruck  $\Delta p_{i,max} = 622$  mbar entspricht der Druckdifferenz zwischen Kabine und Atmosphäre und ist in jedem Flugzyklus identisch
- Die Längsspannung variiert im Bereich  $\sigma = 5 - 117$  MPa

## 2. Flugabfolge:

- Reihenfolge in der die Flugdaten im Experiment nachgefahren werden
- Die Abfolge beinhaltet 4500 Flüge und beginnt nach einem Durchlauf von neuem

Abbildung 2-80 zeigt beispielhaft zwei Flugzyklen, wie sie im Datensatz vorzufinden sind. Die Abfolge lässt sich prinzipiell in Start-, Reiseflug- und Landephase unterteilen. Risswachstum findet üblicherweise bei Mode I Belastung unter der Wirkung der größten Umfangsspannung statt. Wesentlich für  $K_I$  des Umfangsrisse ist daher die Längsspannung. Für den Längsrisse ist es der Innendruck. Die jeweils andere Lastkomponente führt nicht zum Öffnen des Risses, beeinflusst aber die Größe der plastischen Zone, die  $T$ -Spannung und somit möglicherweise auch das Rissfortschrittsverhalten.

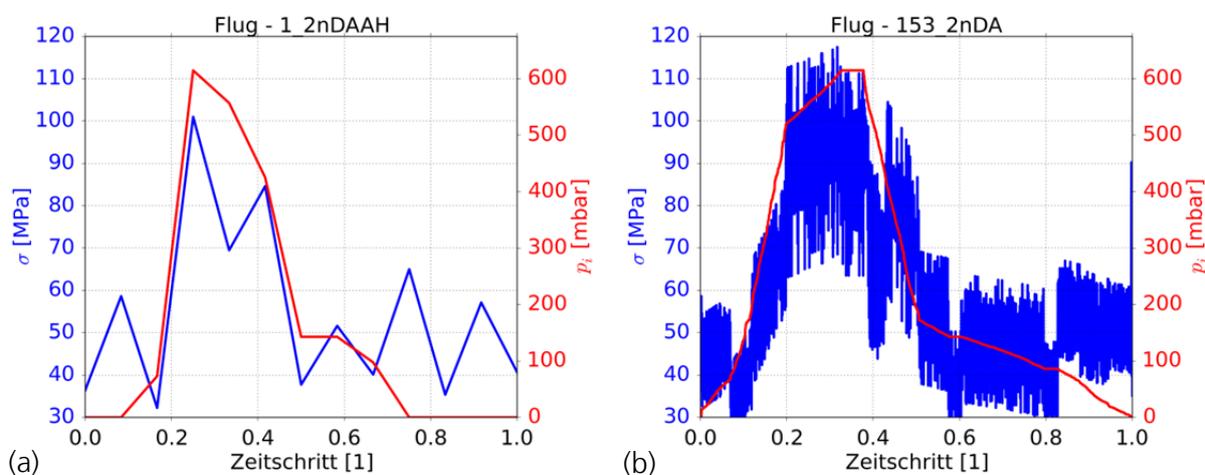


Abbildung 2-80: Darstellung exemplarischer Last-Zeit-Verläufe für Flug mit den wenigsten Datenpunkten (a) und mit den meisten Datenpunkten (b)

Betriebslasten-Nachfahrversuche sind für die Untersuchung der Kreuzproben nicht zielführend, da es sich dabei um eine sehr idealisierte Probe handelt. Primär soll diese zur Untersuchung der Mechanismen dienen, die bei der Rissausbreitung in der IMA-Schale wirksam sind. Der erste Schritt war hierbei die systematische Auswertung der Flugdaten nach Methoden aus dem Bereich der Betriebsfestigkeit. Da die Flugdaten seitens Airbus schon vorselektiert sind, eignet sich zur Auswertung das Spitzenzählverfahren („Peak-Counting-Method“). Dies ist ein zweiparametrisches Klassierverfahren zur Erfassung von regellosen Schwingungen [10]. Das Ergebnis ist die in

Abbildung 2-81 dargestellte Übergangsmatrix, in der die Längsspannungen ausgewertet wurden. Zur besseren Orientierung stellen die weißen Isolinien das R-Verhältnis zwischen jeweiliger Ober- und Unterspannung dar. Für die nachfolgende Auswertung sind in dieser Matrix Orte mit besonderer Häufigkeit markiert worden (farbige Kreise). Die Cluster sind jeweils relativ symmetrisch zur Hauptdiagonalen angeordnet.

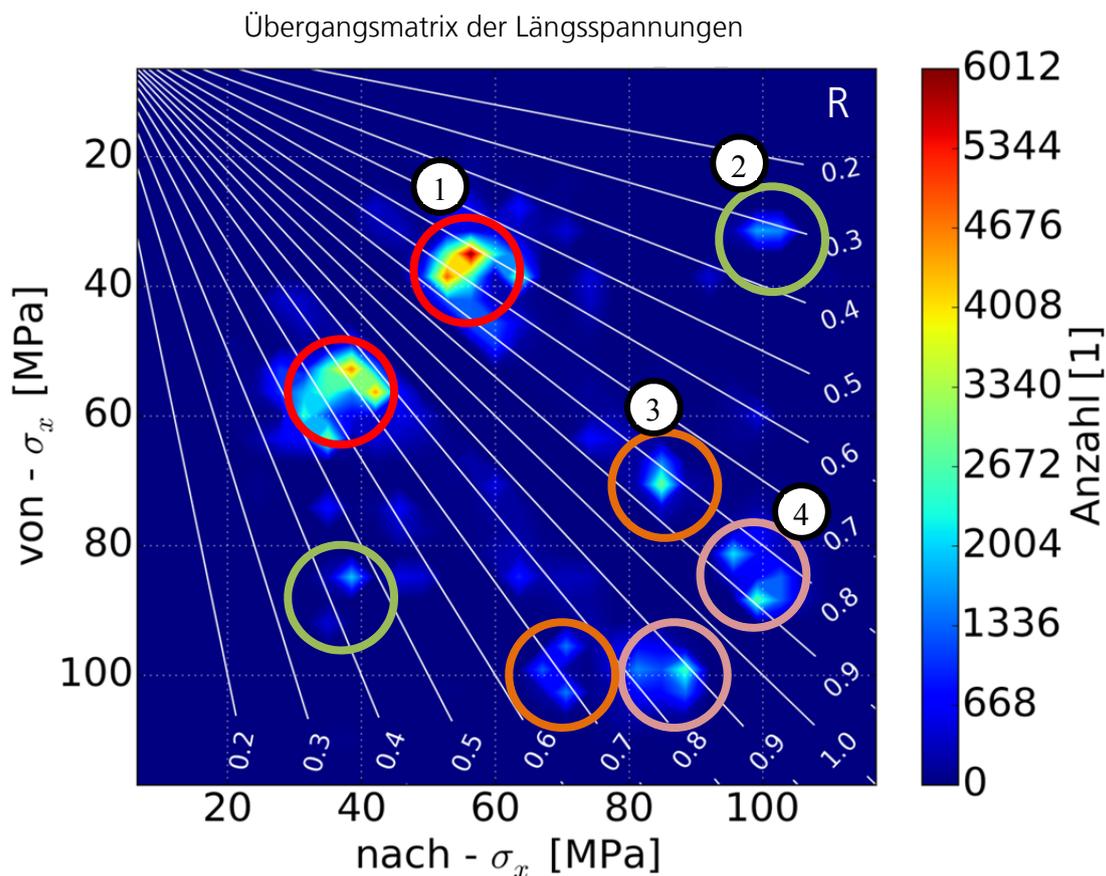


Abbildung 2-81: Übergangsmatrix der Längsspannungen zur Auswertung der Flugdaten mit eingezeichneten Isolinien des R-Verhältnisses und identifizierten Peaks

In Hinblick auf die Flugverläufe bedeutet dies, dass zur Laststeigerung ähnlich viele Zwischenschritte notwendig sind, wie zur Lastabsenkung. Damit vereinfacht sich die weitere Auswertung. Bezogen auf die Übergangsmatrix ergeben sich somit vier charakteristische Lastfälle, welche repräsentativ für den Last-Zeit-Verlauf sind und im Diagramm markiert wurden.

Im nächsten Schritt müssen zu den jeweiligen Mittelspannungen die Innendrucke zugeordnet werden. Die Mittelspannungen der jeweiligen Lastfälle sind dazu im Innendruck-Mittelspannungs-Scatterplot in Abbildung 2-82 markiert.

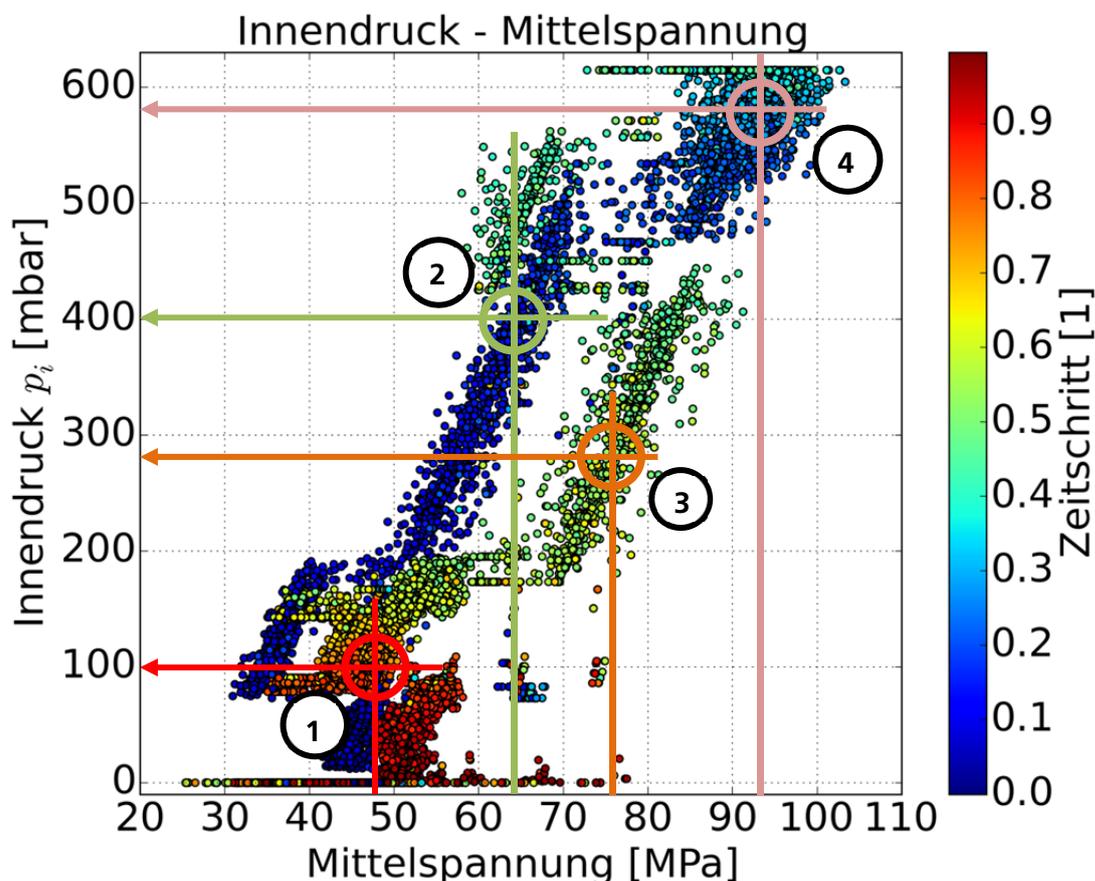


Abbildung 2-82: Zuordnung des Innendrucks zu den jeweiligen Umfangslasten

Die Punktwolken lassen ein Muster erkennen. Zusammen mit dem farbcodierten und normiertem Zeitverlauf können charakteristische Phasen wie Start-, Reiseflughöhen- und Landephase zugeordnet werden. Aus jeder dieser Phasen wurden daher Schnittpunkte mit den Mittelspannungen gewählt, um den Lastverlauf möglichst gleichmäßig abzudecken. Die Phase auf dem Rollfeld ( $\Delta p_i = 0,0$  mbar) wurde ausgelassen, da sich hierdurch keine biaxialen Lasten ergeben würden.

Für die Übertragung dieser Lastzustände auf die biaxial belasteten Kreuzproben ist noch die Umrechnung des Innendrucks auf die Umfangsspannung des Hautfeldes der IMA-Schale notwendig. Hierzu wurde das FE-Schalenmodell der IMA-Schale genutzt mit welchem linear-elastische Rechnungen mit unterschiedlichen Kombinationen aus Innendruck und Längsspannung gerechnet wurden. Im Anschluss wurden die Umfangsspannungen an verschiedenen Orten auf dem Hautfeld jeweils mittig zwischen Spanten und Stringern ausgewertet und das arithmetische Mittelwert gebildet. Das Ergebnis hiervon stellt das Diagramm in Abbildung 2-83 dar. Abhängig von Längsspannung und Innendruck kann die resultierende Umfangsspannung für die vorher festgelegten Lastkombinationen abgelesen werden.

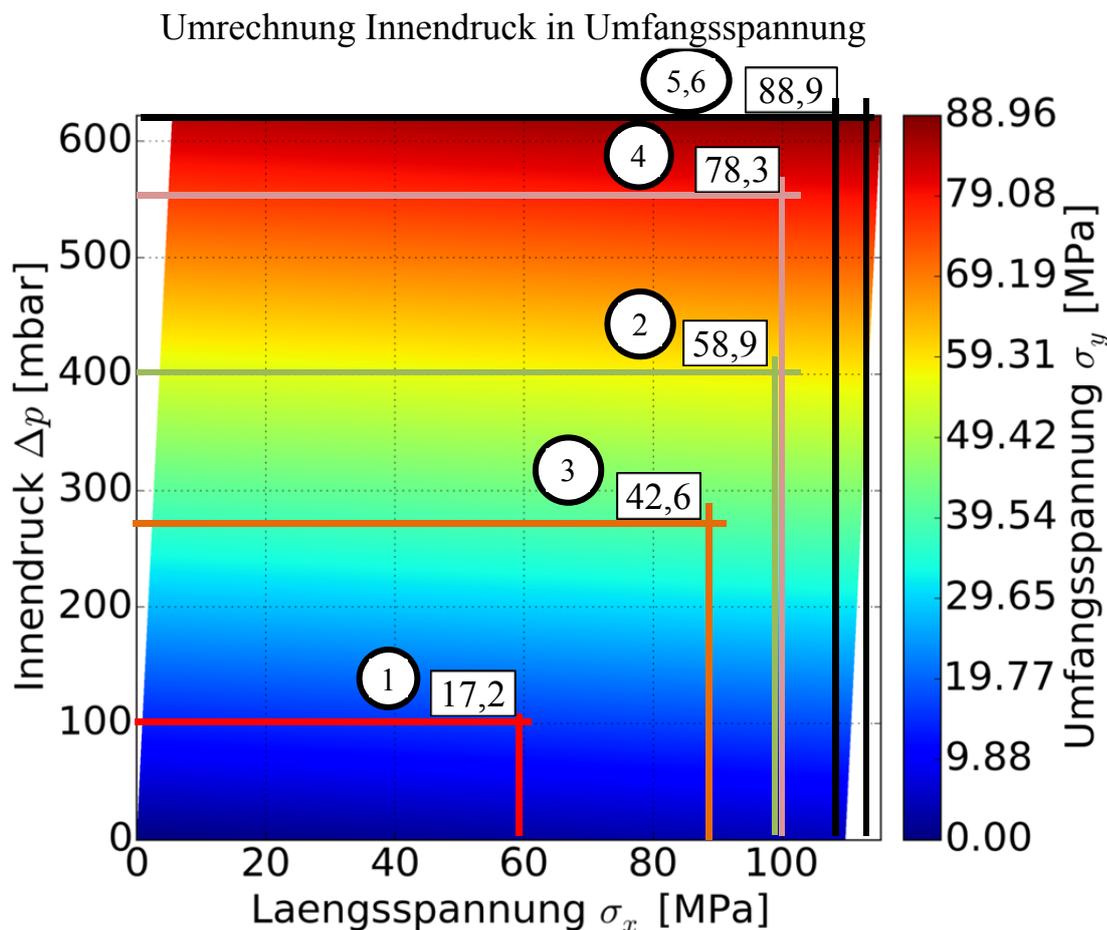


Abbildung 2-83: Umrechnung des Innendrucks in die zugehörige Umfangsspannung unter Berücksichtigung der Längsspannung

Zusammenfassend sind in Abbildung 2-84 die Lastkombinationen dargestellt, welche für die biaxial belasteten Kreuzproben infrage kommen.

Die Lasten #1 – #4 haben sich aus der Auswertung der Übergangsmatrix ergeben. Die Längsspannungen haben einen sinusförmigen Verlauf. Die Umfangsspannung verläuft konstant. Dies hat sich aus den Betrachtungen der Flugverläufe ergeben. Diese Lastsituationen stellen jeweilige Momentaufnahmen in einem Flug dar. Der Innendruck wird während Start- und Landephase kontinuierlich und stoßfrei aufgebracht, sodass dieser für die Blocklasten als konstant angenommen werden kann.

Last #5 ergibt sich aus den jeweiligen Maxima und Minima für Innendruck und Längsspannung aus allen betrachteten Flügen. Hiermit wird quasi ein kompletter Flugzyklus idealisiert abgebildet. In beiden Lastrichtungen verlaufen die Spannungsverläufe gleichphasig, da aus den Flugdaten ermittelt wurde, dass das Maximum für Längsspannung und Innendruck jeweils zur gleichen Zeit anliegt.

Last #6 berücksichtigt ähnlich wie Lastfall #5 die Extremwerte. Hierbei wurden jedoch jeweils alle Maxima und alle Minima der Längsspannungen gemittelt. Im Vergleich zu #5 verringert sich somit  $\sigma_{L,max}$ , bzw.  $\sigma_{L,min}$  wird erhöht, was wiederum auf ein Lastverhältnis von  $R = 0,25$  führt.

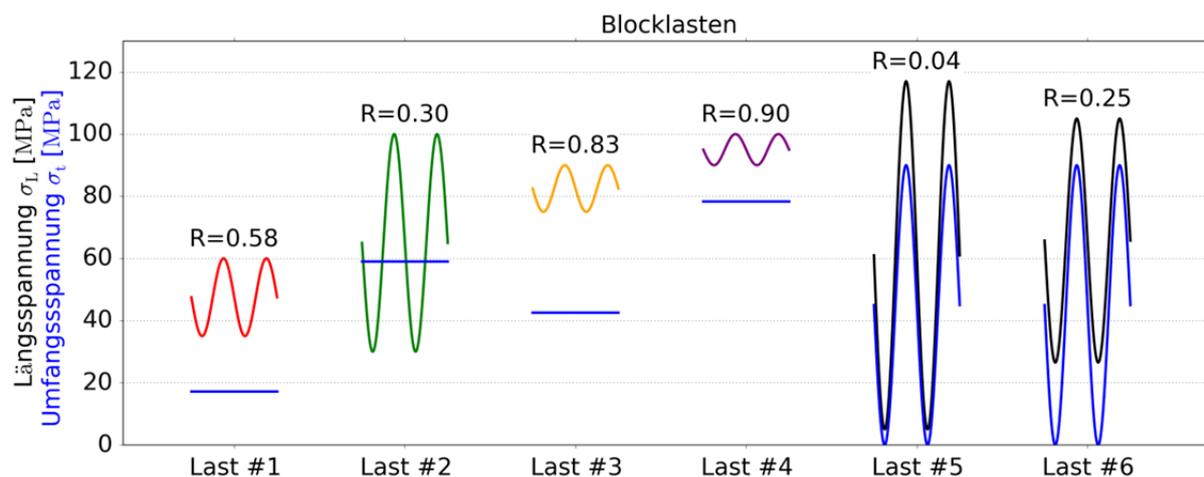


Abbildung 2-84: Mögliche Lastsituationen für biaxial belastete Kreuzprobe

Ein Flugverlauf entsprechend Abbildung 2-80 (b) mit sehr vielen Datenpunkten würde sich durch die Lastverläufe #1 - #4 approximieren lassen. Solche Flüge mit vielen Datenpunkten kommen in der Gesamtbilanz jedoch nur sehr selten vor. Weiterhin ergeben sich dadurch Reihenfolgeeffekte, welche zu beschleunigtem oder verzögertem Risswachstum führen und die Auswertung erheblich erschweren würden [11]. Flüge mit wenigen Datenpunkten wie in Abbildung 2-80 (a) haben das häufigste Vorkommen im gesamten Flugprofil. Näherungsweise scheint eine sinusförmige Abbildung dieses Verlaufs entsprechend Last #5 geeigneter zu sein. Dieser Lastfall wurde für die weitere Probenauslegung und die Experimente genutzt, da hierdurch ein guter Kompromiss zwischen Auswertbarkeit der Versuchsdaten und Realitätsnähe erreicht wird

### 2.1.3.3. Probenauslegung

Die Auslegung der Kreuzproben erfolgte mittels Finite Elemente Simulationen. Das hierfür entwickelte Modell ist in Abbildung 2-85 dargestellt. Die Probe selbst besteht dabei im Wesentlichen aus dem Prüffeld (3) an dessen Rändern die Krafteinleitungsarme (1) geklebt sind. Die Krafteinleitung (2) erfolgt jeweils an den äußeren Einspannflächen, welche in den Einspannungen der Prüfmaschine kraftschlüssig geklemmt werden. Die Probe besteht insgesamt aus acht Krafteinleitungsarmen, also jeweils vier auf der Ober- und Unterseite, welche eine symmetrische Krafteinleitung gewährleisten. Das Prüffeld kann im Modell entweder aus 2D Elementen mit ebenem Spannungszustand, oder mit 3D Volumenelementen modelliert werden. Die Krafteinleitungsarme bestehen aus Volumenelementen. Das gesamte Modell ist dabei in Ansys APDL parametrisch aufgebaut, sodass sich die Topologie hierdurch verändern lässt. Damit können die äußeren Abmessungen von Probe und Prüffeld, sowie Anzahl, Länge, Abstände und

Dicken der Krafteinleitungsarme variiert werden, was für die weitere Probenauslegung genutzt wurde. Weiterhin kann in dieses Modell auch ein Riss (4) eingebracht werden, mit dem sich Risswachstum untersuchen lässt. Der Risspfad lässt sich dabei ebenfalls parametrisch vorgeben. Zur Anpassung des Spannungsfeldes im Prüffeld und damit Veränderung der Geometriefunktion des Risses lassen sich auf dem Prüffeld auch Stringer (5) aufbringen. Im FE-Modell sind diese mittels Shell-Elementen modelliert und ideal mit der Probenoberfläche verbunden.

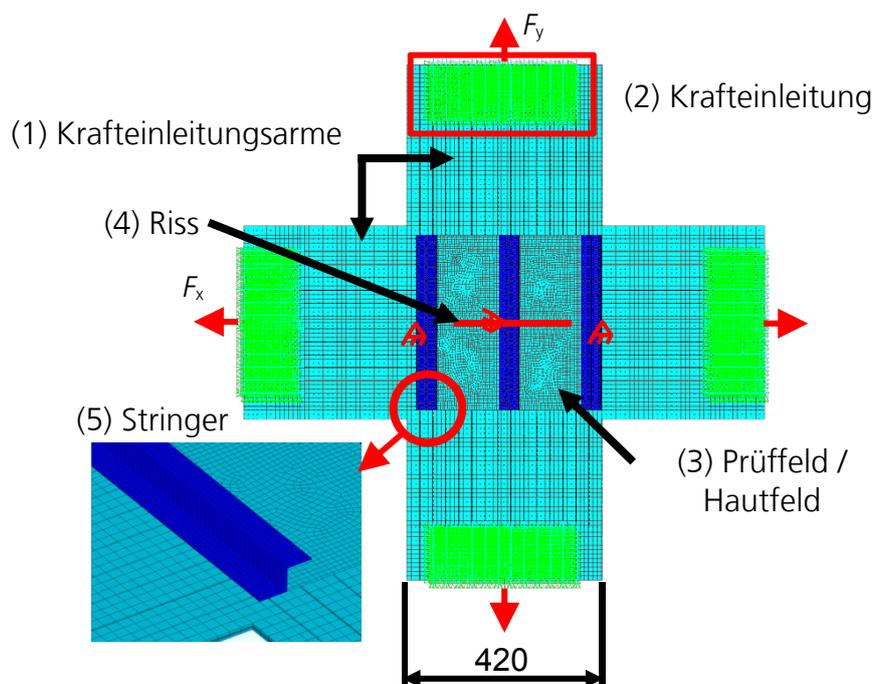


Abbildung 2-85: Finite Elemente Modell der Kreuzprobe

Aufgrund der Hypothese der Autonomie der Rissprozesszone stellt  $K_I$  im Falle linear-elastischer Bruchmechanik eine geometrieunabhängige Beschreibung der Risspitzenbeanspruchung dar. Die Gültigkeit der Hypothese für Spannungsintensitätsfaktoren  $K_I > K_C$  muss im Experiment untersucht werden. Hierzu ist der Einsatz größerer Kreuzproben vorgesehen, um gleiche Risslängen wie in der IMA-Schale erreichen zu können. In der Prüfmaschine ist ein Prüffeld von  $960 \times 580 \text{ mm}^2$  realisierbar. Für die genauen Designparameter wurden numerische Untersuchungen vorgenommen bei denen folgende Aspekte untersucht wurden:

- Kreuzproben mit einem Prüffeld von  $400 \times 400 \text{ mm}^2$ 
  - Ohne Stringer (Abbildung 2-86 (a))
  - Mit 3 Stringern zur Untersuchung eines Umfangsrisses (Abbildung 2-86 (b))
- Kreuzproben mit einem Prüffeld von  $924 \times 560 \text{ mm}^2$ 
  - Mit 2 Stringern zur Untersuchung eines Längsrisses (Abbildung 2-86 (c))

Das Ergebnis dieser Betrachtungen ist in Abbildung 2-86 dargestellt. Die hierzu zugehörigen Gleichungen zur Berechnung von  $K_I$  für einen mittigen und geraden Riss sind in den Formeln 2 und 3 angegeben.

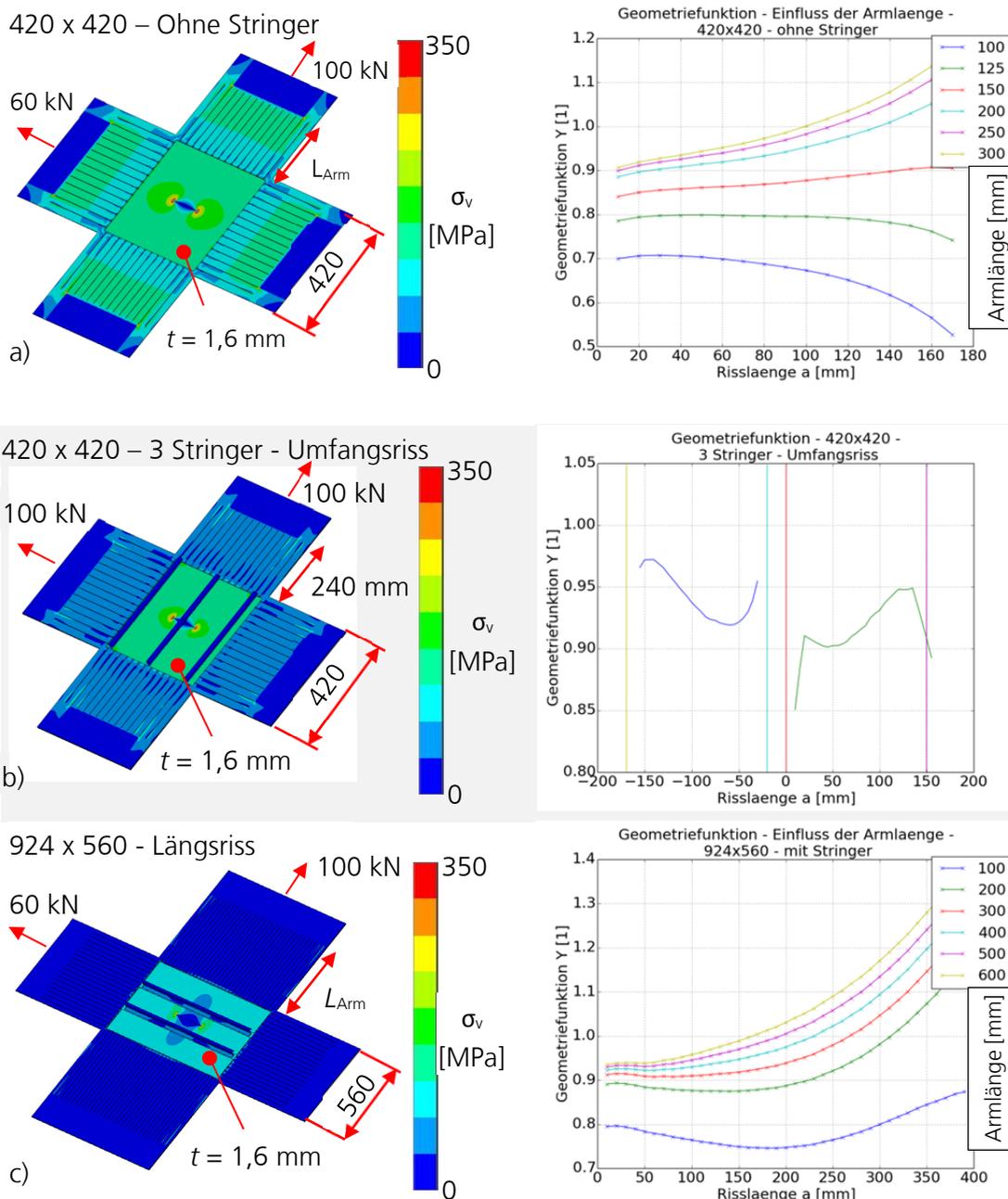


Abbildung 2-86: Übersicht – Probendesign und Geometriefunktionen

$$K_I = \frac{F}{t * 420 \text{ mm}} * \sqrt{\pi * a} * Y(a) \quad (420 \times 420 \text{ mm}^2 \text{ Probe}) \quad 2$$

$$K_I = \frac{F}{t * 924 \text{ mm}} * \sqrt{\pi * a} * Y(a) \quad (524 \times 560 \text{ mm}^2 \text{ Probe}) \quad 3$$

Zunächst wurde die 400 x 400 mm<sup>2</sup> Kreuzprobe untersucht, die einen Umfangsriss repräsentieren soll. Im Modell ohne Stringer wurde dazu die Länge der Lasteinleitungsarme variiert. Das Ziel war eine monoton ansteigende Geometriefunktion, ein homogenes Spannungsfeld im Prüfbereich und geringe Spannungskonzentrationen in den Ecken des Prüffelds. Daraus ergaben sich die in Abbildung 2-86 (a) aufgeführten Probendesigns. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, erfüllen die Geometriefunktionen ab einer Armlänge von 200 mm die Forderung einer ansteigenden Geometriefunktion. Am Institut für Werkstoff-Forschung hat sich ein Probendesign mit 228 mm Armlänge für 400 x 400 mm<sup>2</sup> Kreuzproben bewährt ( [12], [13] ) und wurde daher auch eingesetzt. Durch Applikation von drei Stringern auf der Probe, wie in Abbildung 2-86 (b), kann zudem die Geometriefunktion relativ konstant gehalten werden.

Um einen Längsriss im gleichen Maßstab untersuchen zu können wir in der IMA-Schale sind größere Abmessungen der Biax-Proben notwendig. Aufgrund der vorhandenen Spannzeuge haben sich damit Abmessungen des Prüffeldes von 923 x 559 mm<sup>2</sup> ergeben. Entsprechend Abbildung 2-86 (c) wurde dabei die Länge der Krafteinleitungsarme variiert. Ab einer Länge von 300 mm ergibt sich eine monoton ansteigende Geometriefunktion. Es wurde dabei eine Länge von 400 mm gewählt, da sich damit eine Gesamtgröße der Probe von 2098 x 1734 mm<sup>2</sup> ergeben hat, die sich noch gut fertigen und in der Prüfmaschine montieren lässt.

### 2.1.3.4. Probenlasten

Auf Basis der vorausgelegten Probendesigns in Abbildung 2-86 wurden im nächsten Schritt die Prüfkraften angepasst, sodass sich für einen gerade verlaufenden Riss eine ähnliche Rissspitzenbeanspruchung einstellt wie in der IMA-Schale. Die Kurven der Spannungsintensitätsfaktoren für den Umfangs- und Längsriss unter maximalen Belastungen in Abbildung 2-79 dienten hierzu als Referenz. Das Ergebnis dieser Optimierung ist in Abbildung 2-87 dargestellt.

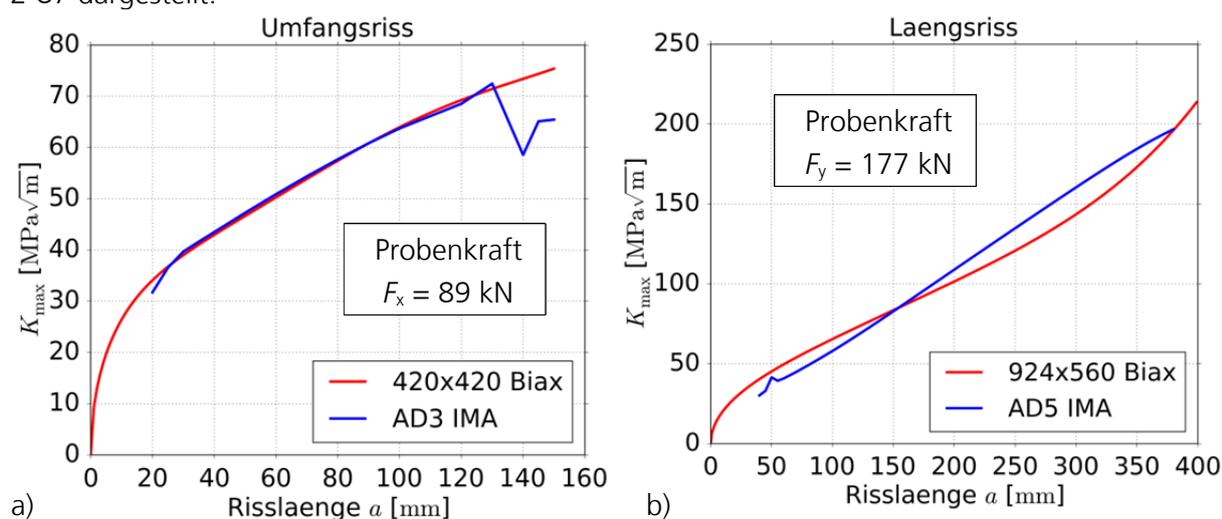


Abbildung 2-87: Rissspitzenbeanspruchung von IMA-Schale und Kreuzprobe für Umfangsriss (a) und Längsriss (b)

Bei beiden Proben beträgt die Dicke des Prüffeldes 1,6 mm. Für das Szenario des Umfangsrisses kann mittels einer Probe mit drei Stringern exakt die gleiche Rissspitzenbeanspruchung erzeugt werden, wie in der IMA-Schale. Entsprechend Abbildung 2-87 (a) sind die beiden Kurvenverläufe von  $K_I$  somit deckungsgleich. Die Kraft senkrecht zum erwarteten Riss beträgt damit  $F_x = 89$  kN. Ein ähnliches Ergebnis stellt sich für den Längsriss ein, wie Abbildung 2-87 (b) zu entnehmen ist. Dabei wurde eine  $923 \times 559$  mm<sup>2</sup> Probe gewählt, auf welcher zwei Stringer parallel zum Riss orientiert sind. Die Prüfkraft hierbei beträgt aufgrund des größeren Probenquerschnitts 177 kN senkrecht zum Riss. Beide Probenformen erlauben damit die Abbildung eines 2-Bay-Cracks im gleichen Maßstab wie in der IMA-Schale. Die Ermüdungslasten werden dabei zyklisch aufgebracht, sodass beide Lastachsen gleichphasig belastet werden. Im nächsten Schritt wurden die biaxialen Prüflasten abgeleitet. Für den Umfangsriss sind diese in Abbildung 2-88 dargestellt. Basierend auf den FE-Simulationen wurde die Last in y-Richtung, also längs zum Riss, so eingestellt, dass sich der gleiche Spannungszustand einstellt, wie in der IMA-Schale. Aufgrund der Innendrucklasten hat sich damit ein Lastverhältnis von  $R = 0$  eingestellt, bei einer maximalen Spannung  $\sigma_{y,max}$  von 89 MPa.

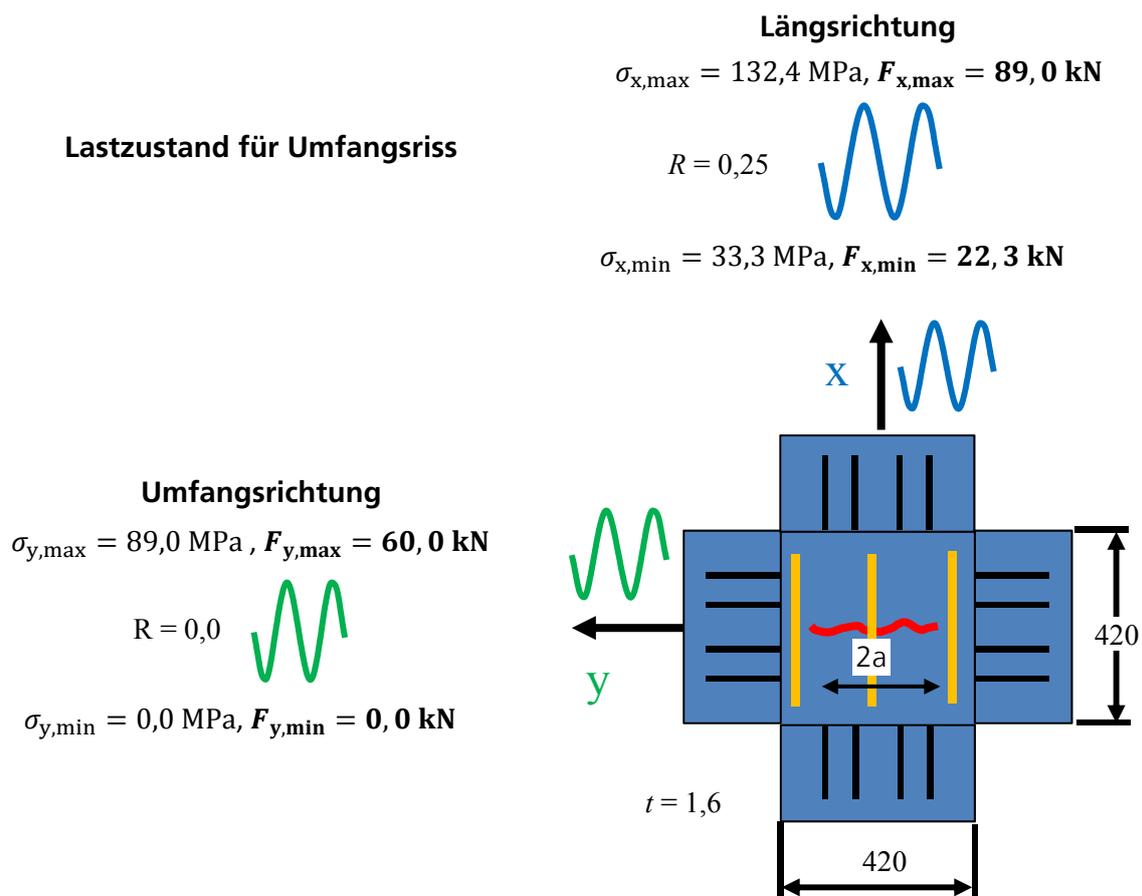


Abbildung 2-88: Prüflasten der 420 x 420 mm<sup>2</sup> Kreuzprobe für das Szenario des Umfangsrisses

Die Prüflasten für das Szenario des Längsrisses sind in Abbildung 2-89 dargestellt. Basierend auf den FE-Analysen hat sich dabei eine Spannung  $\sigma_{x,max}$  von 117 MPa in Längsrichtung eingestellt bei einem Lastverhältnis  $R$  von 0,25.

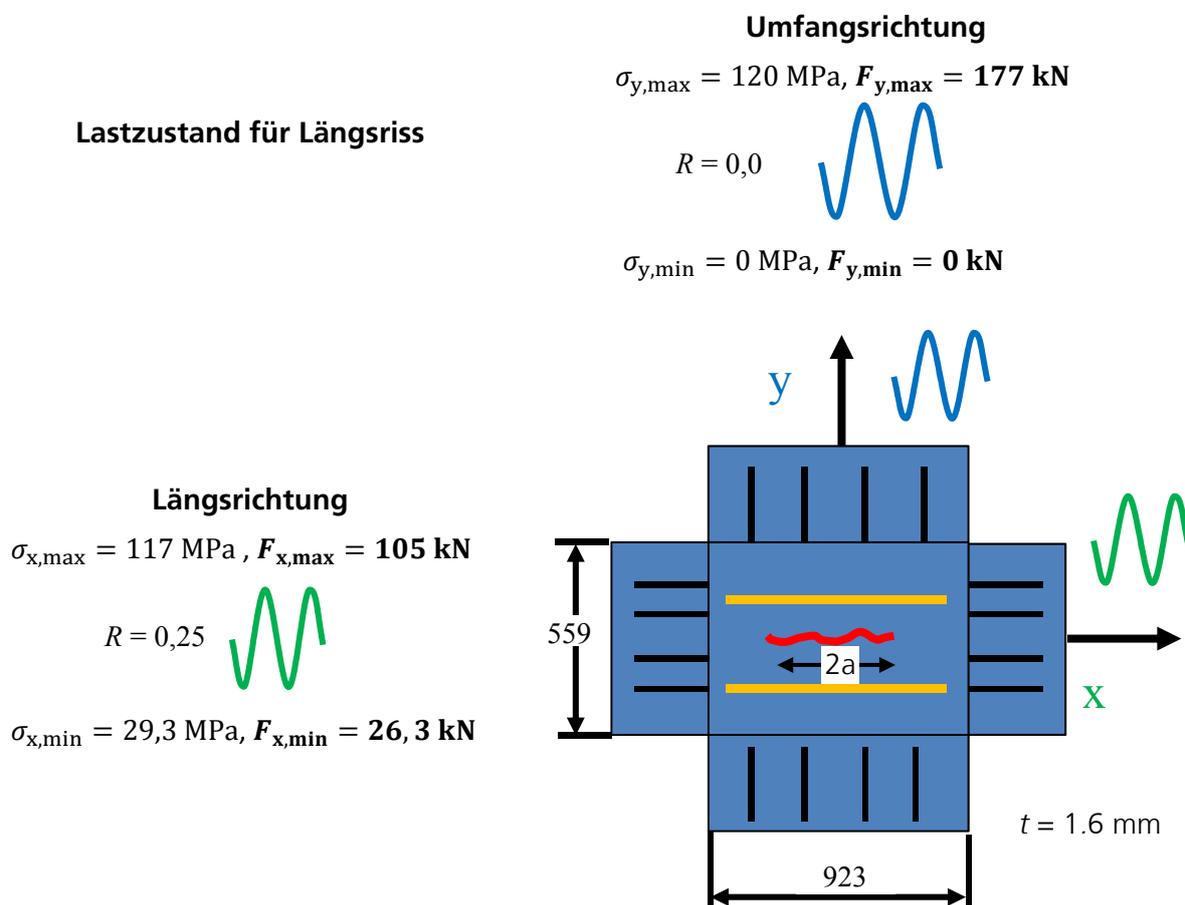


Abbildung 2-89: Prüflasten der 923 x 559 mm<sup>2</sup> Kreuzprobe für das Szenario des Längsrisses

Das Querlastverhältnis  $\lambda$  ist dabei definiert durch die Spannung längs zum Riss geteilt durch die Spannung senkrecht zum Riss entsprechend Gleichung 4.

$$\lambda = \frac{\sigma_{\parallel}}{\sigma_{\perp}}$$

4

Hierdurch lässt sich die Stabilität des Risspfades abschätzen. Für das Szenario des Umfangsrisses beträgt das Querlastverhältnis hierbei  $\lambda = 0,67$ , während des für das Szenario des Längsrisses  $\lambda = 0,98$  beträgt. Spätere Untersuchungen zeigten, dass der Risspfad daher stabil verlaufen sollte, da sich ein Rissablenken erst bei  $\lambda = 3,0$  eingestellt hat.

### 2.1.3.5. Validierungsversuche

Nachdem die Probenformen und Probenlasten für die Biax-Versuche festgelegt sind, soll im Folgenden der Versuchsablauf dargestellt werden. Hierbei werden für einen Längs- und Umfangsriss jeweils zwei Proben untersucht, was in Summe vier Versuche ergibt. Dabei waren die Werkstoffe der Prüffelder die Aluminiumlegierungen AA2024-T351 und AA5028-H1116. Alle Versuche wurden mittels digitaler Bildkorrelation (DIC) begleitet, um optisch das Verschiebungs- bzw. Verformungsfeld der Probenoberfläche zu erfassen. Hierauf basierend wurde ein Postprozessor entwickelt, mit dem sich die real anliegenden bruchmechanischen Parameter  $J$ ,  $K_I$  und  $K_{II}$  bestimmen lassen und somit in-situ Untersuchungen der Rissbeanspruchungen zulassen.

#### 2.1.3.5.1. Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte mittels digitaler Bildkorrelation

Bruchmechanische Kennwerte werden in der Regel mittels Handbuchlösungen oder basierend auf numerischen Simulationen bestimmt. Hieraus kann sich eine Diskrepanz zwischen den theoretischen und experimentellen Werten ergeben, da jedes Experiment in einem gewissen Rahmen fehlerbehaftet ist. Bruchmechanische Größen lassen sich numerisch beispielsweise durch Integrationsverfahren bestimmen. Diese Methodik wurde im Folgenden auf die DIC Ergebnisse angewendet. Hierzu wurden Linienintegralverfahren zur Berechnung des J-Integrals und des Wechselwirkungsintegrals in einem Postprozessor implementiert. Mit dem Wechselwirkungsintegral können dabei  $K_I$  und  $K_{II}$  getrennt voneinander berechnet werden.

Im linear elastischen Fall sind beide Methoden wegunabhängig. Als erstes wird der Integrationspfad bezogen auf die Risspitze festgelegt, siehe Abbildung 2-90. Die Risspitze wird dabei von der Kurve  $\Gamma$  vollständig umschlossen. Um das Linienintegral lösen zu können, muss dieses diskretisiert werden und wird dazu in kleinere Abschnitte unterteilt, für die diskrete Werte in den Integrationspunkten existieren.

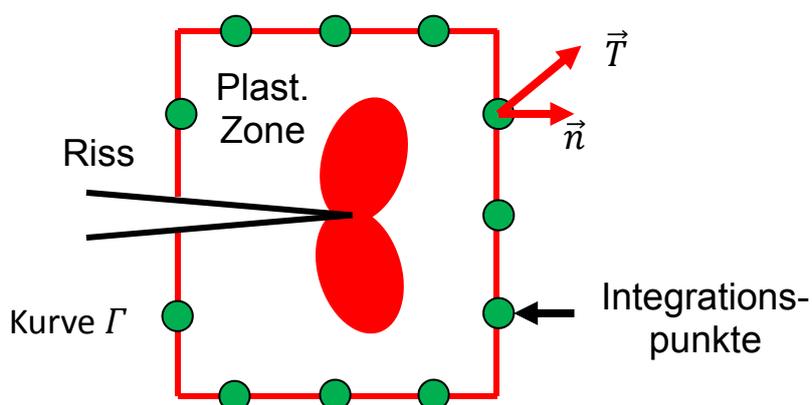


Abbildung 2-90: Methodik zur Auswertung des Linienintegrals. Dargestellt sind der Integrationsweg und die Integrationspunkte, welche den Riss umschließen

Die Auswertung des J-Integrals erfolgt nach folgender Gleichung [14]:

$$J = \int_{\bar{c}} \left( W * dy - \vec{T} * \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} * ds \right) \quad 5$$

Für die Auswertung des Wechselwirkungsintegrals ergibt sich ein ähnlicher Ausdruck, der jedoch noch ein Hilfsfeld beinhaltet [15], [16]:

$$J^{1,2} = \int_{\bar{c}} \left( W^{(1,2)} * dy - \frac{1}{2} * \vec{T}^{(1)} * \frac{\partial \vec{u}^{(2)}}{\partial x} * ds - \frac{1}{2} * \vec{T}^{(2)} * \frac{\partial \vec{u}^{(1)}}{\partial x} * ds \right) \quad 6$$

$W = \int \sigma_{ij} * d\varepsilon_{ij} =$  Formänderungsenergie

$W^{(1,2)} = \frac{1}{2} * \sigma_{ij}^{(1)} * \varepsilon_{ij}^{(2)} =$  Formänderungsenergie (gemessenes Feld und Hilfsfeld)

$\vec{T}$  = Schnittspannungsvektor

$\vec{T}^{(1)}$  = Schnittspannungsvektor (gemessenes Feld)

$\vec{T}^{(2)}$  = Schnittspannungsvektor (Hilfsfeld)

$\vec{u}$  = Verschiebungsvektor

$\vec{u}^{(1)}$  = Verschiebungsvektor (gemessenes Feld)

$\vec{u}^{(2)}$  = Verschiebungsvektor (Hilfsfeld)

Das Hilfsfeld (Exponent <sup>(2)</sup>) stellt eine analytische Lösung dar und besteht aus dem ersten Glied der Williams-Reihe [14]. Für  $K_I^{(2)}$  und  $K_{II}^{(2)}$  können beliebige Werte angesetzt werden.

Es müssen als nächstes zwei Lastfälle 2a und 2b mit verschiedenen Hilfsfeldern berechnet werden. Somit ergibt sich daraus folgendes Gleichungssystem, mit welchem sich  $K_I^{(1)}$  und  $K_{II}^{(1)}$  des gemessenen Feldes berechnen lassen:

$$\begin{aligned} K_I^{(1)} &= \frac{E'}{K^2} * \left[ K_{II}^{(2a)} J^{(1,2b)} - K_{II}^{(2b)} J^{(1,2a)} \right] \\ K_{II}^{(1)} &= \frac{E'}{K^2} * \left[ K_I^{(2b)} J^{(1,2a)} - K_I^{(2a)} J^{(1,2b)} \right] \\ K^2 &= K_I^{(2b)} K_{II}^{(2a)} - K_I^{(2a)} K_{II}^{(2b)} \end{aligned} \quad 7$$

Wird für den Lastfall 2a eine reine Mode I und für Lastfall 2b eine reine Mode II Situation gewählt so ergibt sich direkt folgende Lösung:

$$\begin{aligned} K_I^{(1)} &= \frac{E'}{K_I^{(2a)}} * J^{(1,2a)} \\ K_{II}^{(1)} &= \frac{E'}{K_{II}^{(2a)}} * J^{(1,2b)} \end{aligned} \quad 8$$

Das genutzte GOM Aramis System liefert dabei für jeden Facettenpunkt den 3D Verschiebungsvektor und den 2D Dehnungstensor. Hieraus muss noch die Spannung mit dem hookschen Gesetz berechnet werden. Mittels dieser Prozedur lassen sich nun auf Basis von gegebenen Verschiebungsfeldern bruchmechanische Größen bestimmen. Datenbasis können dabei sowohl FEM-Berechnungen als auch DIC-Auswertungen sein.

Mit Hilfe des Wechselwirkungsintegrals und des Angleichens der Williams-Reihe würde sich auch die  $T$ -Spannung noch direkt berechnen lassen, falls diese für zukünftige Auswertungen relevant sein sollte. Die vorgestellten Integrationsverfahren wurden als Linienintegrale implementiert. Um den Fehler bei der Auswertung zu minimieren werden derzeit pro Berechnung mindestens fünf verschiedene und größer werdende Integrationswege ausgewertet und die Einzelergebnisse gemittelt. Somit können im Versuch sehr genau die Spannungsintensitätsfaktoren berechnet werden.

### 2.1.3.5.2. Versuchsaufbau

Die Prüfmaschine und der Versuchsaufbau sind in Abbildung 2-91 ersichtlich. Die Biax-Prüfmaschine besteht aus vier Belastungseinheiten (1), welche rechtwinklig zueinander angeordnet sind. Die Hauptsache kann dabei Kräfte bis zu 1000 kN erzeugen, während die Nebenachse bis zu 630 kN ausgelegt ist.

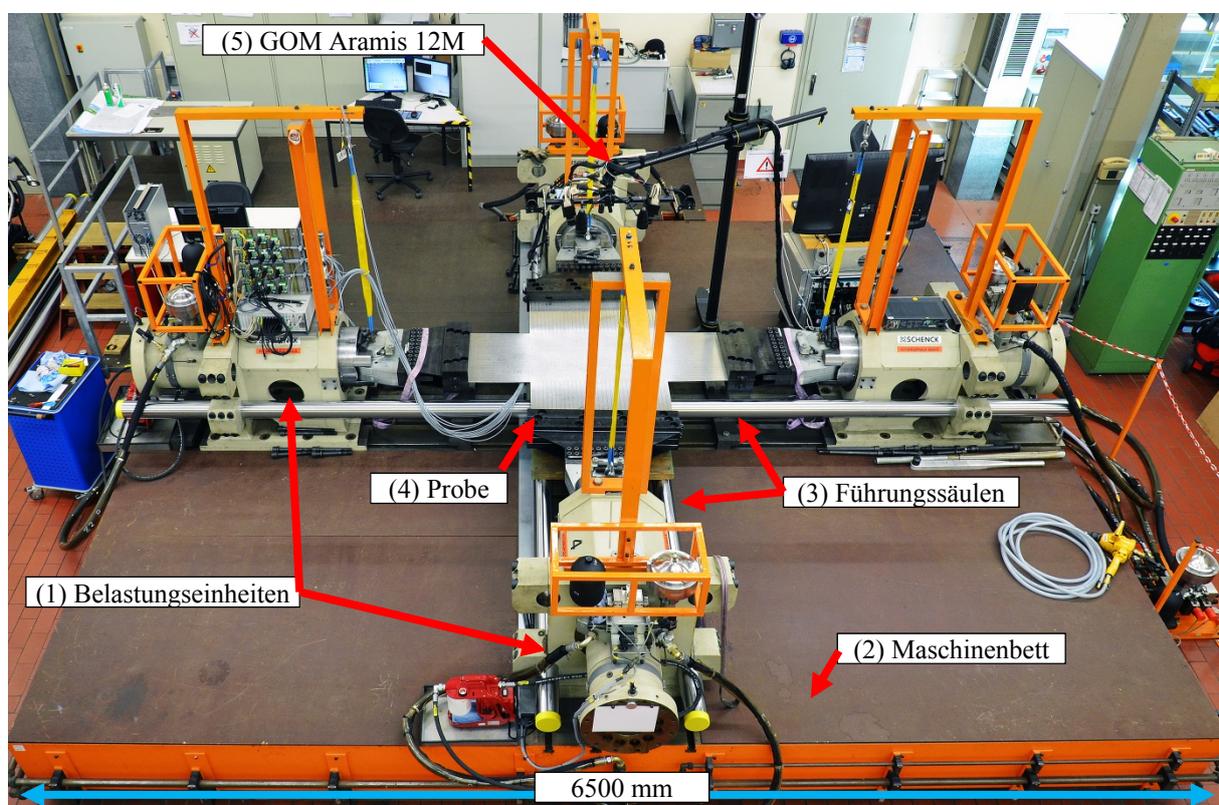


Abbildung 2-91: Biax-Prüfanlage umgerüstet auf Kreuzprobe mit 923 x 559 mm<sup>2</sup> Prüffeld

Die maximale Prüffrequenz beträgt 20 Hz, während im Versuch die Probe mit ca. 2 Hz belastet wurde. Die Belastungseinheiten sind auf dem Maschinenbett (2) montiert und zusätzlich mittels Führungssäulen (3) miteinander verbunden. Die Probe ist dabei im Zentrum der Maschine platziert und in den Einspannungen gehalten. Durch die digitale Regelung wird die Probe während des Versuchs stets in der Mitte gehalten. Würde diese sich aus dem Zentrum hinausbewegen, so würde automatisch eine Schubspannung in das Prüffeld eingeleitet werden, was in jedem Falle vermieden werden muss. Zusätzlich ist über der Probe ein digitales 3D Bildkorrelationssystem von GOM platziert. Dieses besteht aus zwei Kameras, welche zueinander ausgerichtet sind und das Prüffeld erfassen. Zur Berechnung der Verschiebungsfelder ist die Probenoberfläche mit einem stochastischen Schwarz-Weiß-Muster präpariert.

Die Anbindung der Stringer zum Hautfeld, bzw. Prüffeld ist durch eine Kombination aus Klebe- und Schraubenverbindung realisiert. Die Stringerfüße wurden also im ersten Schritt mit einem Zweikomponenten-Kleber mit dem Prüffeld verklebt und gleichzeitig wurden die Schrauben befestigt. Somit sollte zum einen eine gute Anbindung gewährleistet und zum anderen mögliche Reibermüdung vermieden werden. Die fertige Probe ist in Abbildung 2-92 dargestellt.

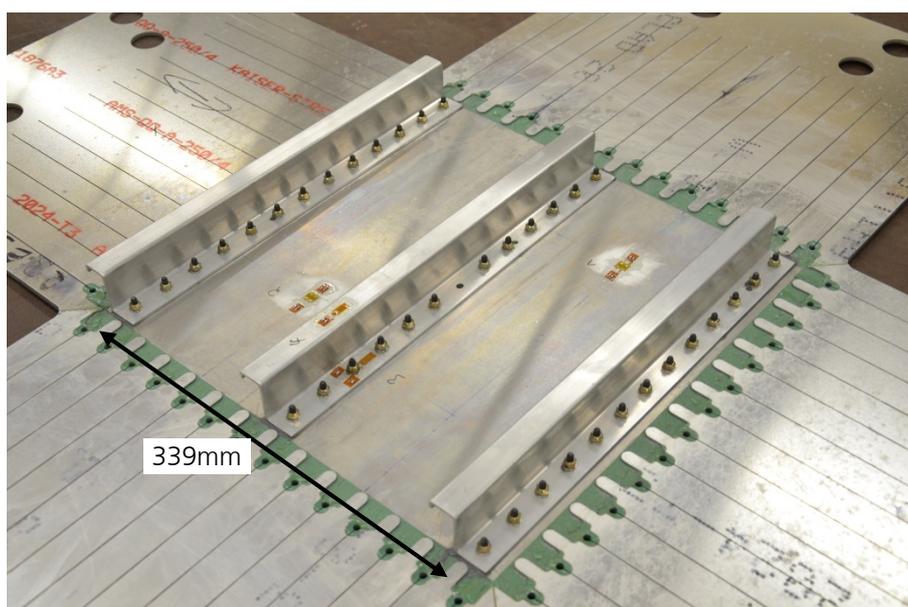


Abbildung 2-92: Rückseite der fertigen Kreuzproben

### 2.1.3.5.3. Versuchsablauf

Zunächst wurden die Proben im intakten Zustand, also ohne Riss, in die Prüfmaschine montiert. Diese wurden dabei mit verschiedenen Lastzuständen statisch belastet, um die Randbedingungen der Proben, bzw. die Gleichmäßigkeit der Krafteinleitung zu überprüfen. Zu jeder Laststufe wurden Aramis Aufnahmen aufgenommen, die auch zum Abgleich der Simulationsmodelle dienten. Nach erfolgreich durchgeführten Vorversuchen wurde ein artifizierlicher Anriss mit einer Länge von  $2a = 30$  mm in die Probenmitte eingebracht. Anschließend erfolgte die sinusförmige,

zyklische Belastung der Probe. Dabei wurde die Probe zunächst einachsig, quer zum Riss belastet, bis dieser jeweils ca. 2 mm gewachsen war. Hierdurch sollte sichergestellt werden, dass der Risspfad sich senkrecht zur hier anliegenden Lastrichtung einstellt. Als nächstes folgte der eigentliche Rissfortschrittsversuch zur Untersuchung des Ermüdungsrisswachstums mit den Lasten gemäß Abbildung 2-88 und Abbildung 2-89. Der Versuch wurde dabei in regelmäßigen Abständen gestoppt und mittels der DSRL das Risswachstum dokumentiert. Bei jedem Vermessungsschritt wurden zusätzlich bei maximaler und minimaler Belastung DIC Aufnahmen erstellt. Die Bleche der Aluminiumlegierung AA5028-H116 standen dabei in den Dicken von 1,60 mm zur Verfügung, während für AA2024-T351 Aufgrund der Verfügbarkeit Bleche mit Dicken von 1,75 mm genutzt werden mussten. Die Prüfkkräfte wurden jedoch beibehalten.

#### 2.1.3.5.4. Ergebnisse

Nachfolgend werden die Ergebnisse der durchgeführten Rissfortschrittsversuche vorgestellt. Das Ziel der Untersuchungen war die Ermittlung von  $da/dN-\Delta K$  Kurven für die ausgelegten Kreuzproben, welche als Referenz für spätere Untersuchungen dienen sollen.

Die Abbildung 2-93 zeigt die Vergleichsdehnung der Probenoberfläche der 420 x 420 mm<sup>2</sup> AA5028-H116 Kreuzprobe, welche mittels DIC erfasst wurde. In Abbildung 2-94 ist exemplarisch eine Aufnahme der 923 x 559 mm<sup>2</sup> Probe aus der Al-Legierung AA2024-T351 gezeigt. Die Aufnahmen erfolgten unter den angegebenen Maximallasten. Gemäß Gleichung 9 wurden die Farbskalen dabei so angepasst, dass die roten Bereiche plastische Verformungen repräsentieren. Die Legierung AA5028-H116 hat dabei eine Fließgrenze  $R_{p0,2} = 330-345$  MPa und ein E-Modul  $E = 74$  GPa [8], während AA2024-T351  $R_{p0,2} = 350$  MPa und  $E = 73$  GPa aufweist [9]. An den Rändern sind die roten linienförmigen Bereiche jedoch Artefakte aufgrund der DIC Auswertung, da die Schlitze zwischen den Krafteinleitungsarmen nicht als solche erkannt wurden.

$$\varepsilon_{\text{total}} = \varepsilon_{\text{elastisch}} + \varepsilon_{\text{plastisch}} = \frac{R_{p0,2}}{E} + 0,2\% \quad 9$$

In dem dargestellten Plot sind die plastischen Zonen an den Risspitzen sehr gut erkennbar. Die weißen punktförmigen Bereiche stellen die Köpfe der Schraubenverbindungen dar, welche jedoch vom DIC System nicht erfasst werden konnten.

Beide Abbildungen zeigen einen gerade verlaufenden Riss kurz vor Versuchsende. Mit dem Postprozessor wurden jeweils die Spannungsintensitätsfaktoren hierfür berechnet. In Abbildung 2-93 liegt dabei ein  $K_{I,\text{max}}$  von ca. 73 MPa $\sqrt{\text{m}}$  für die 420 x 420 mm<sup>2</sup> Probe an. Bei der größeren 923 x 559 mm<sup>2</sup> Probe nimmt  $K_{I,\text{max}}$  mit 153 MPa $\sqrt{\text{m}}$  einen mehr als doppelt so großen Wert an. Hierbei beträgt der Durchmesser der plastischen Zone etwa 80 mm. Es kommt somit zu einer erheblichen plastischen Verformung im Bereich der Risspitzen. Damit besteht die Gefahr der Plastifizierung des Restquerschnitts der Ligamentebene, was als „net section yielding“ bezeichnet wird [17]. Somit gewinnt die plastische Zone auch makroskopisch an Relevanz, da sie in diesem

Falle auch ein Designkriterium darstellt. Hiermit bestätigt sich auch die Notwendigkeit der großen Probenabmessungen. Im Falle einer kleineren Probe würde es aufgrund der plastischen Zone zum sofortigen Versagen kommen.

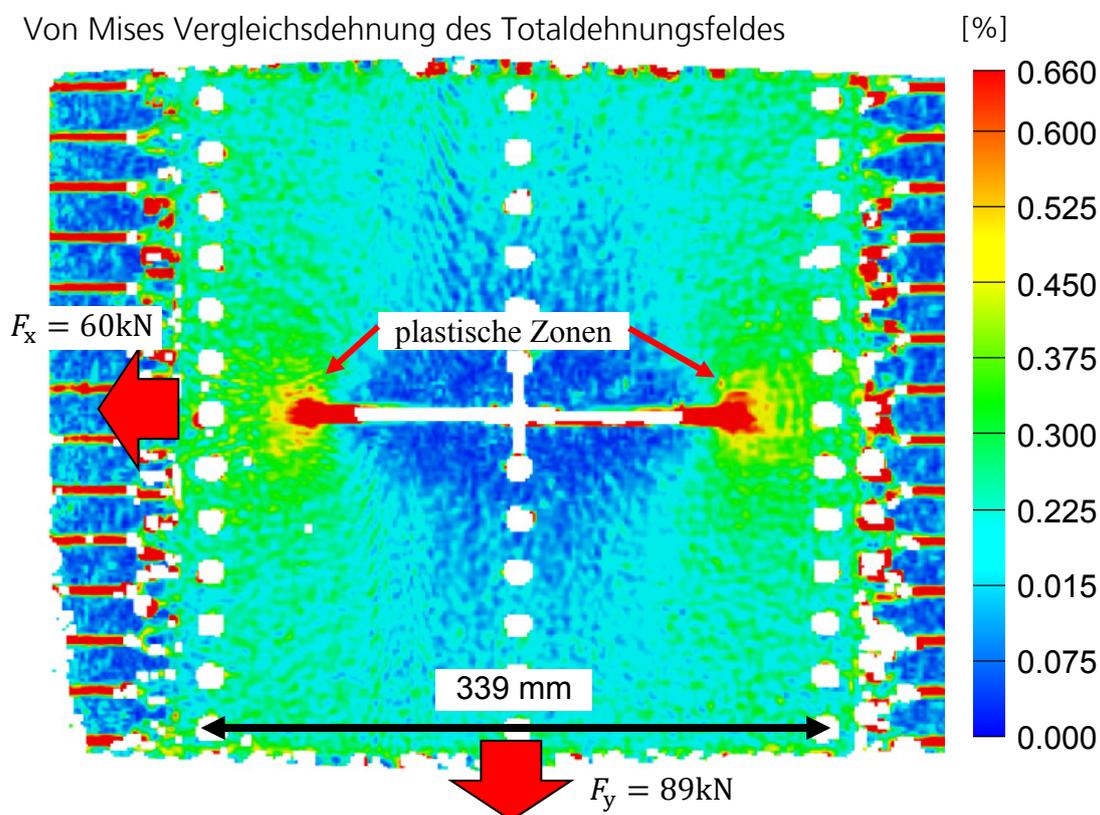


Abbildung 2-93: DIC Auswertung von 2BE3F (AA5028-H116) nach 13.022 Lastzyklen. Die Dehnungsfarbskala wurde so angepasst, dass rote Bereiche an den Risspitzen die plastische Zone widerspiegeln. Darstellung unter Maximallast.  $2a = 225,2\text{ mm}$ ,  $K_{I,\text{links}} = 72,3\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $K_{I,\text{rechts}} = 72,7\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Beide DIC Aufnahmen zeigen zudem, dass es im Bereich des Risses zu einer erheblichen Spannungsumverteilung gekommen ist. Die Bereiche in der Probenmitte wurden dabei entlastet (blau) während die Bereiche an den Probenrändern einer höheren Spannung, bzw. Dehnung ausgesetzt sind (grün bis orange). Der Riss ist während des Versuchs durchgängig stabil gewachsen. Instabiles Risswachstum setzte bei den  $923 \times 559\text{ mm}^2$  Proben erst ein, als die plastische Zone den Probenrand erreichte. Bei den  $420 \times 420\text{ mm}^2$  Proben wurde der Riss durch die äußeren Stringer zunächst gestoppt. Weitere Ermüdungsbelastung führten dann dazu, dass die Stringer auch angerissen wurden und die Probe dann komplett versagte. Das Risswachstum in den Stringern wurde jedoch nicht weiter quantitativ untersucht.

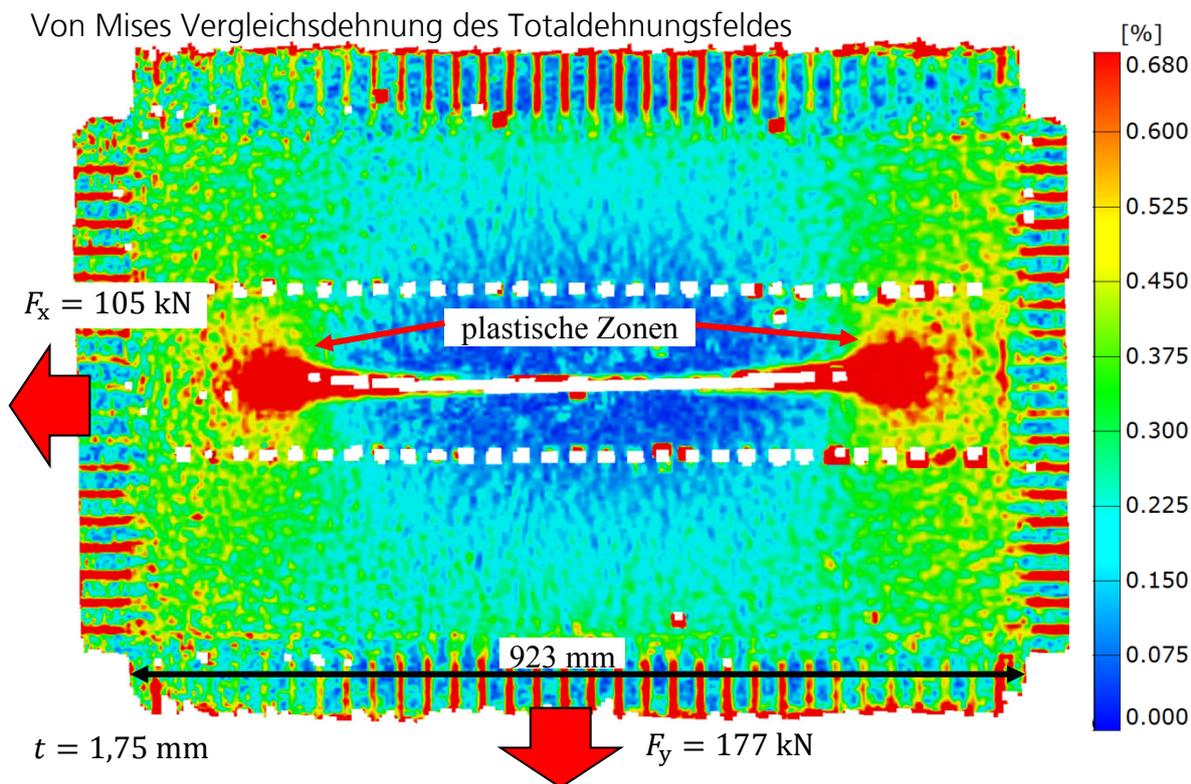


Abbildung 2-94: AA2024-T351 Kreuzprobe (2BE7F) mit  $923 \times 559 \text{ mm}^2$  Prüffeld nach 17.745 Lastwechseln. Darstellung der DIC Auswertung der von Mises Vergleichsdehnung des Totaldehnungsfeldes unter Maximallast. Die Dehnungsfarbskala wurde so angepasst, dass rote Bereiche an den Risspitzen die plastische Zone widerspiegeln.  $2a = 610 \text{ mm}$ ,  $K_{I,\text{links}} = 150,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $K_{I,\text{rechts}} = 153,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Für jede der DIC Aufnahmen wurden die Spannungsintensitätsfaktoren stets bei maximaler und minimaler Last berechnet. Dabei wurden jeweils 5 Integrationspfade um die Risspitze gelegt, die sich um den Abstand von einer Facettengröße unterscheiden. In Abbildung 2-95 sind die Ergebnisse zusammen mit den FE-Lösungen aufgetragen. Für die DIC basierten Lösungen sind in Form eines Streubalkens jeweils die Minima, Maxima und Mittelwerte dieser Auswertungen dargestellt. Die Differenz aus  $K_{I,\text{max}}$  und  $K_{I,\text{min}}$  führt dann zum effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K_{\text{eff}}$ . Die Werte für das J-Integral wurden gemäß Formel 10 in  $K$  umgerechnet. Die Signumfunktion in dieser Formel sorgt dafür, dass das Vorzeichen von  $J$  mit berücksichtigt wird.

$$K_{\text{jint}} = \sqrt{|J| \cdot E} \cdot \text{sgn}(J) \quad 10$$

Die Besonderheit in den Diagrammen sind die großen  $K$  Faktoren. Im Diagramm (c) beträgt  $K_{\text{max}}$  etwa  $165 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , was deutlich den Bereich der linear-elastischen Bruchmechanik übersteigt. Dennoch zeigte sich während der Experimente stets stabiles Risswachstum. Im Vergleich mit den FE-Ergebnissen zeigt die DIC Auswertung, dass die Spannungsintensitätsfaktoren im Experiment

bei zunehmender Risslänge stets leicht erhöht sind. Der Unterschied beträgt gegen Ende ca. 10 - 15 %. Eine mögliche Ursache ist, dass das FE-Modell insgesamt zu steif ist, durch die ideale Verbindung von Stringer und Hautfeld. Andererseits könnte das veränderte Spannungsfeld, welches durch die großen plastischen Zonen hervorgerufen wird, ebenfalls verantwortlich hierfür sein.  $K_{II}$  hingegen ist bei allen Auswertungen vernachlässigbar und somit auch nicht in den Diagrammen aufgetragen.

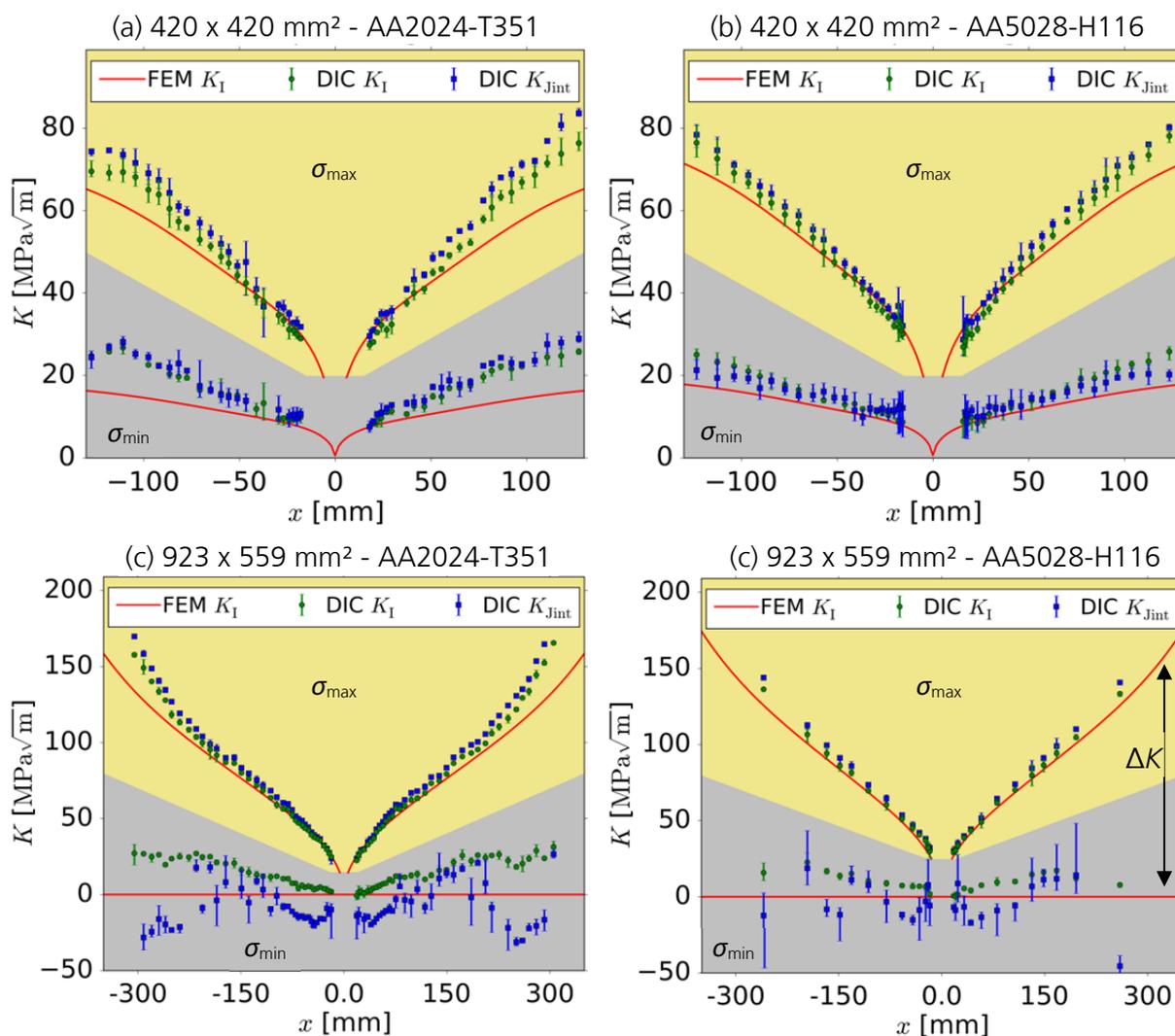


Abbildung 2-95: Auswertung der Risspitzenbeanspruchung basierend auf dem Postprozessor zur bruchmechanischen Auswertung mittels digitaler Bildkorrelation (siehe auch [18])

Die Ergebnisse von  $K_{I,min}$  in Abbildung 2-95 (c) und (d) deuten auf plastisch induziertes Riss schließen hin [19], [11]. Hierbei ist  $K_{I,min}$  nämlich deutlich größer 0 MPa√m. Beispielsweise beträgt  $K_{I,min}$  in Abbildung 2-95 (c) bei  $x = 300$  mm etwa 32 MPa√m und liegt damit in der Größenordnung von etwa 20 % vom zugehörigen  $K_{I,max}$ . Damit ist auch das  $R$ -Verhältnis ungleich

null. Weiterhin nimmt  $K_{\text{jint}}$  hierbei negative Werte an, da das zugrunde liegende  $J$  Integral auch negativ war (siehe Formel 10). Dies wird hierbei als weiteren Indikator für Riss schließen gedeutet. Zugehörig zu Abbildung 2-94 ist in Abbildung 2-96 die Verschiebungskomponente  $w$  in  $z$ -Richtung bei minimaler Last dargestellt. Hierbei ist ein deutliches Beulen im Bereich des Risspfades erkennbar. Die großen Verformungen an der Risspitze sorgen für eine bleibende plastische Längung von Materialbereichen, die durch zunehmendes Risswachstum durchtrennt werden. Dies führt dazu, dass sich die Rissufer während der Entlastung berühren, noch bevor die Last vollständig auf 0 kN abgesenkt wurde. Dieser Effekt spiegelt sich auch in den  $K$  Faktoren in den Abbildung 2-95 (c) und (d) unter minimaler Last wieder.

### Z-Verschiebung ( $w$ ) bei minimaler Last

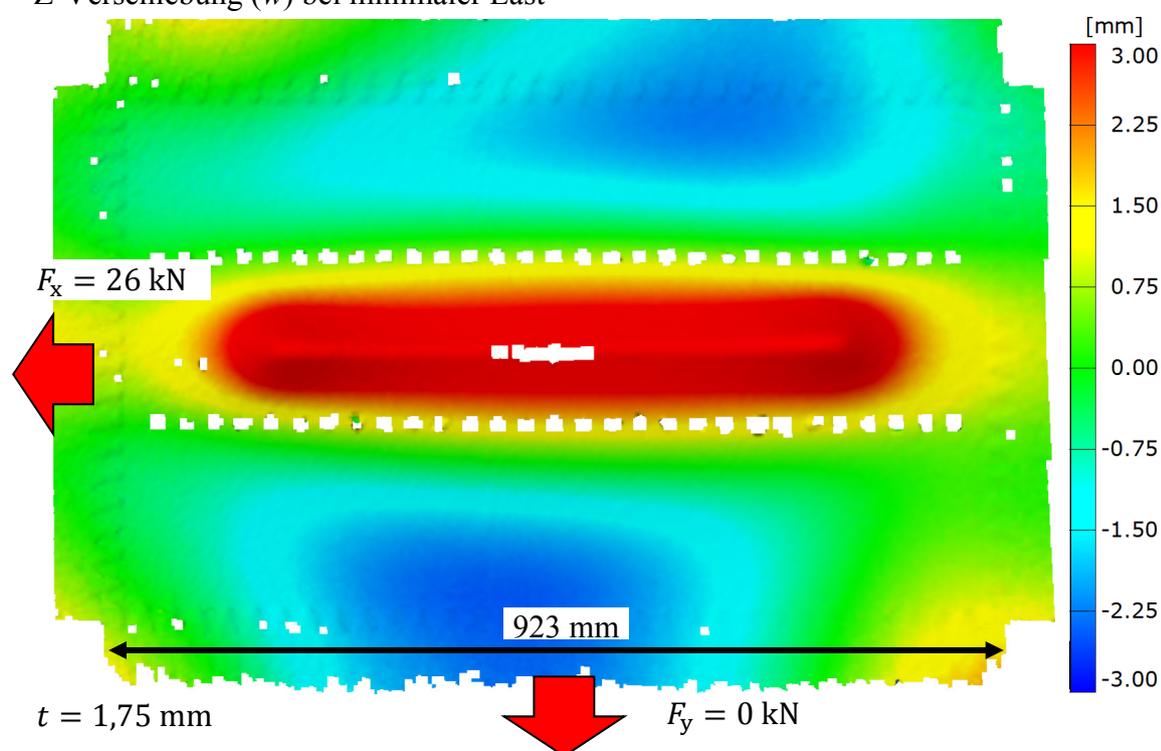


Abbildung 2-96: AA2024-T351 Kreuzprobe (2BE7F) mit  $923 \times 559 \text{ mm}^2$  Prüffeld nach 17.745 Lastwechseln. Darstellung der DIC Auswertung der  $z$ -Verschiebung bei minimaler Last.

Die Ermittelten  $da/dN-\Delta K$  Kurven für die durchgeführten Versuche sind in Abbildung 2-97 aufgetragen. Für die Lösungen im Diagramm (a) wurde dabei  $\Delta K$  mittels der linear-elastischen FE-Lösungen berechnet. Im Diagramm (b) wurden die DIC Ergebnisse aus Abbildung 2-95 für die Berechnung von  $\Delta K$  genutzt. Die Besonderheit beider Diagramme ist der große  $\Delta K$  Bereich. Hierbei beträgt  $\Delta K$  im Maximum etwa  $130 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei Rissfortschrittsgeschwindigkeiten von mehr  $>1 \text{ mm/Zyklus}$ .

Abbildung 2-97 (a) zeigt, dass die Rissfortschrittskurven der Aluminiumlegierung AA2024-T351 (blaue Marker) bei gleichem  $R$ -Verhältnis stets ein langsames Risswachstum aufweisen als AA5028-H116 (rote Marker). Der Versatz der Kurvenscharen, also der Versatz zwischen den

runden und viereckigen Markern, kann zum einen durch das höhere  $R$ -Verhältnis verursacht sein, aber auch durch die Orientierung des Risses zur Walzrichtung.

In Abbildung 2-97 (b) wurden zur Berechnung von  $\Delta K$  jeweils die mittels DIC ermittelten Werte im Lastmaximum und Lastminimum genutzt. Aufgrund des Risschließens hat sich hierbei ein ansteigendes  $R$ -Verhältnis ergeben. Anstatt  $R = 0,25 = \text{const.}$  hat sich ein  $R$ -Verhältnis im Bereich zwischen 0,27 und 0,38 eingestellt. Und anstatt  $R = 0,0 = \text{const.}$  lag letztlich ein effektives  $R$ -Verhältnis von 0,0 bis 0,28 vor. Weiterhin haben sich die verschiedenen Kurven überlagert. Die blauen Kurven von AA2024-T351 liegen im gesamten Wertebereich sehr nahe beieinander. Ab  $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  nähern sich auch die Kurven von AA5028-H116 an. Die Berücksichtigung von Risschließeffekten ist die wahrscheinlichste Erklärung für dieses Verhalten.

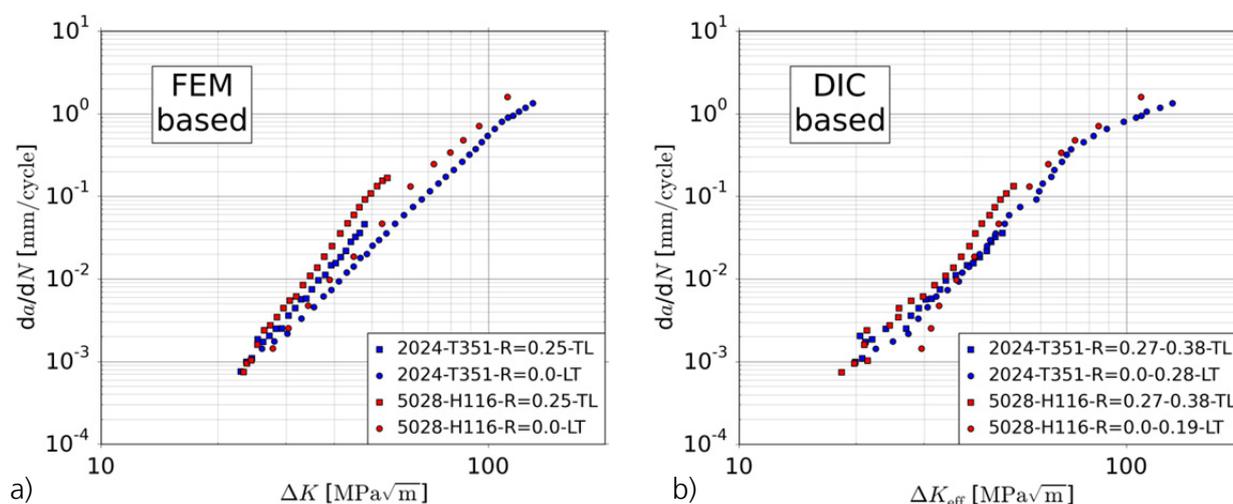


Abbildung 2-97: Rissfortschrittskurven der durchgeführten Versuche. In (a) wurden  $\Delta K$  basierend auf den linear-elastischen Simulationen berechnet, während  $\Delta K$  in (b) anhand von Abbildung 2-95 bestimmt wurde (siehe auch [18])

Abbildung 2-98 vergleicht die Kurven von Abbildung 2-97 mit Literaturwerten. Hierbei enden jedoch die Literaturwerte bei einem  $\Delta K$  etwa  $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Durch die Experimente konnte somit dieser Wertebereich mehr als verdoppelt werden. Für beide Werkstoffe zeigt sich, dass sowohl die FEM als auch die DIC Auswertungen innerhalb eines Streubandes von Literaturwerten liegen, bzw. direkt an die vorhandenen Kurven anknüpfen. Damit ist auch gezeigt, dass die durchgeführten Versuche zu belastbaren Ergebnissen führen.

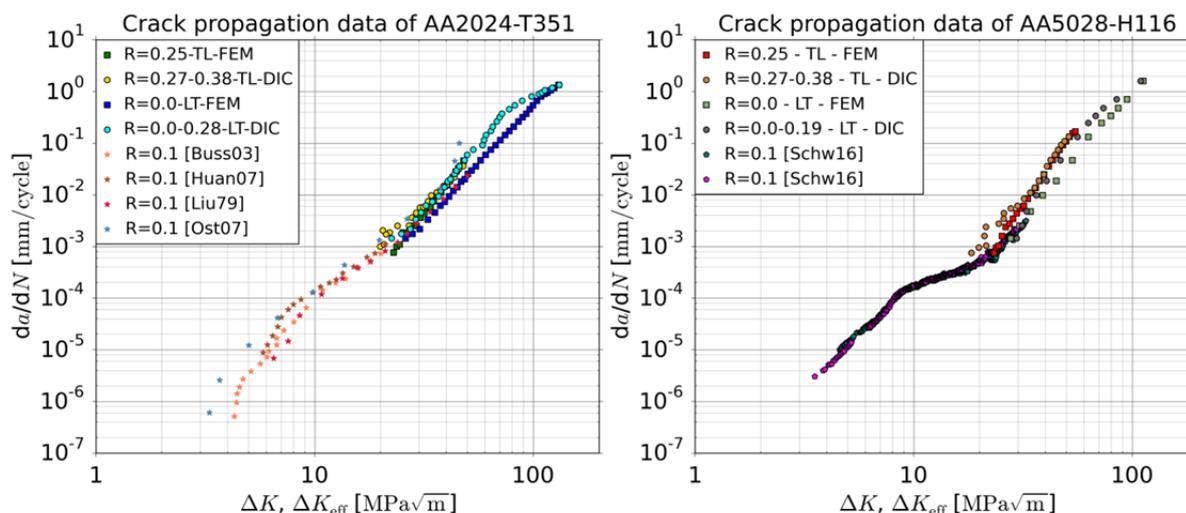


Abbildung 2-98: Vergleich der Rissfortschrittskurven von Abbildung 2-97 für AA2024-T351 und AA5028-H116 mit Literaturwerten [20], [21], [22], [23], [24] (siehe auch [18])

Die somit entwickelten Versuchsprozeduren, insbesondere die Prüfung von Biax-Proben mit 923 x 559 mm<sup>2</sup> Prüffeld, haben die Möglichkeiten eröffnet auch in realem Maßstab das Szenario eines 2-Bay Cracks für die Szenarien des Umfangs und Längsrisse experimentell abzubilden. Es hat sich ebenfalls gezeigt, dass die neu entwickelte bruchmechanische Auswertung basierend auf DIC Aufnahmen einzigartige Möglichkeiten bietet. Zum einen lässt sich in-situ während des Experiments mit hinreichend hoher Genauigkeit die Risspitzenbeanspruchung berechnen. Weiterhin verschafft diese Technik auch Einblicke in Effekte des Risssschließens, die bei sonst üblichen Auswertungen verwehrt bleiben. Diese Methodik lässt sich auch bei komplexeren Probenformen, wie beispielsweise der IMA-Schale oder Full-Scale Versuchen anwenden. Neben der Erreichung der Projektziele konnte das Institut für Werkstoff-Forschung somit Kompetenzen erarbeiten, die für die Akquise weiterer Projekte oder als Technologietransferpotential zwischen möglichen Industriepartnern von hoher Relevanz sind.

### 2.1.3.6. Weiterführende Untersuchungen zur Form der Rissfront

Bei den experimentellen Untersuchungen zum Rissfortschritt in den Kreuzproben der vorherigen Abschnitte wurde festgestellt, dass die Rissfront während der Versuche 45° durch Oberfläche orientiert war. Da die Rissfront bei klassischen Rissfortschrittsuntersuchen in der Regel senkrecht zur Oberfläche verläuft, sollte im Rahmen der nachfolgenden Untersuchungen geklärt werden, ob sich dieses Verhalten auch im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik begründen lässt. Hierzu war eine Rissfortschrittssimulation notwendig, die aufgrund der Verfügbarkeit eigener Kapazitäten, im Rahmen eines Unterauftrags vergeben werden musste. Letztlich wurden die Arbeiten, aufgrund der Expertise und jahrelanger Erfahrungen, von Prof. Fulland an der Hochschule Zittau/Görlitz mittels ADAPCRACK3D durchgeführt.

Es ist bekannt, dass sich abhängig der Belastung beispielsweise V- oder S-(Slant)-Moden der Rissfront einstellen können [25]. Entsprechend Abbildung 2-99 wurden diese beiden Moden bei einer Rissfortschrittsberechnung am Beispiel einer CT-Probe als Startbedingung vorgegeben. Im nächsten Schritt wurden die Randbedingungen der Probe systematisch variiert und jeweils eine automatische Rissfortschrittsrechnung durchgeführt.

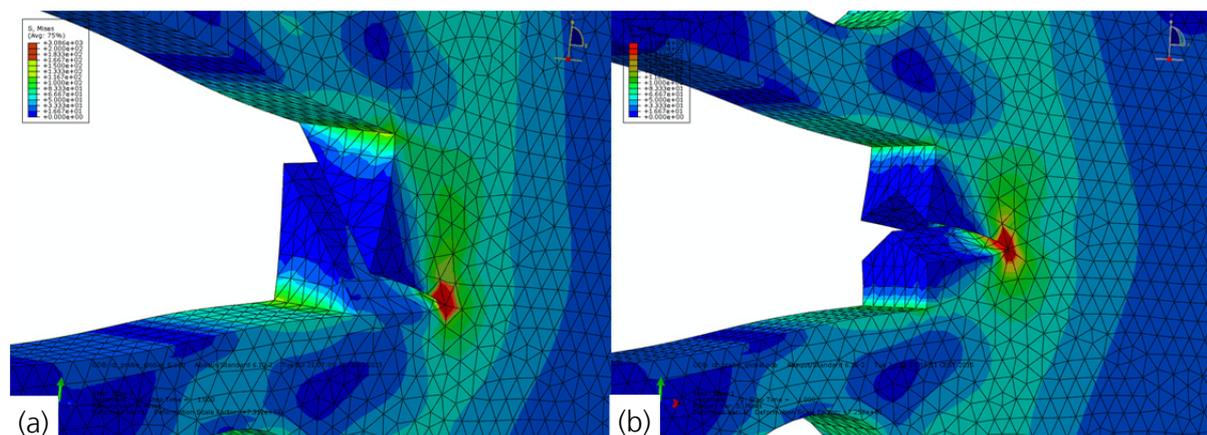


Abbildung 2-99: Untersuchungen zum Rissfortschrittsverhalten zum S-Mode (a) und V-Mode (b) der Rissfront im Rahmen einer linear elastischen Rechnung. Die Berechnungen und Ergebnisinterpretationen hierzu wurden von Prof. Fulland von der Hochschule Zittau/Görlitz durchgeführt.

Im Ergebnis zeigte sich, dass es nicht möglich ist einen V- oder S-Mode allein aufgrund der gewählten Randbedingungen hervorzurufen. Die experimentell beobachteten Bruchmoden sind daher wahrscheinlich infolge der hohen Deformationen im Rissspitzenbereich entstanden und lassen sich damit nicht rein aufgrund der linear-elastischen Bruchmechanik begründen.

### 2.1.3.7. Rissablenkungsverhalten

Aufgrund der überwiegend zweiachsigen Beanspruchung im Hautfeld des Flugzeugrumpfes ist auch ein mögliches Rissablenken bei bestimmten Lastzuständen denkbar [26], [27]. Es wurde daher für die Al-Legierungen AA2024-T351 und AA5028-H116 auch das Rissausbreitungsverhalten unter biaxialer Beanspruchung analysiert. Hierbei wurde der Risspfad sowohl simuliert, als auch experimentell untersucht.

Für die Simulationen diente das FE-Modell aus Abschnitt 2.1.3.3 (siehe auch Abbildung 2-85). In den Simulationen wurde der Riss inkrementell verlängert und in jedem Schritt die neue Rissfortschrittsrichtung berechnet. Die Startrislänge betrug dabei  $2a = 90$  mm. In einer Berechnungsschleife wurde jeweils der Rissverlauf parametrisch vorgegeben, nach der Berechnung die Spannungsintensitätsfaktoren ausgegeben und der Ablenkungswinkel des Risses bestimmt. Hierzu wurde die empirisch ermittelte Gleichung zur Bestimmung des Ablenkungswinkels nach Richard [28] genutzt:

$$\theta_c = \mp \left[ 155,5^\circ \cdot \frac{|K_{II}|}{|K_I| + |K_{II}|} - 83,4^\circ \cdot \left( \frac{|K_{II}|}{|K_I| + |K_{II}|} \right)^2 \right] \quad 11$$

Das Rissinkrement wurde dabei auf 2 mm festgelegt. Bei der Rissfortschrittsimulation eines exakt geraden Risses treten an der Rissspitze jedoch keine Schubanteile auf. Der Riss kann also nicht seine ursprüngliche Richtung ändern. Daher wurde in den Simulationen eine initiale Auslenkung von  $45^\circ$  mit ca. 1 mm Länge an beiden Rissenden vorgegeben. Das Ergebnis der Simulationen für verschiedene Lastverhältnisse  $\lambda$  ist in Abbildung 2-100 dargestellt (schwarze Linien). Ausgehend von einer Risslänge  $2a = 90\text{mm}$  behält der Riss bei  $\lambda = 1$  die Richtung weitestgehend bei. Bei größer werdendem  $\lambda$  erfolgt dann eine signifikante Richtungsänderung. Der Riss orientiert sich dabei immer stärker zur größeren Lastachse hin.

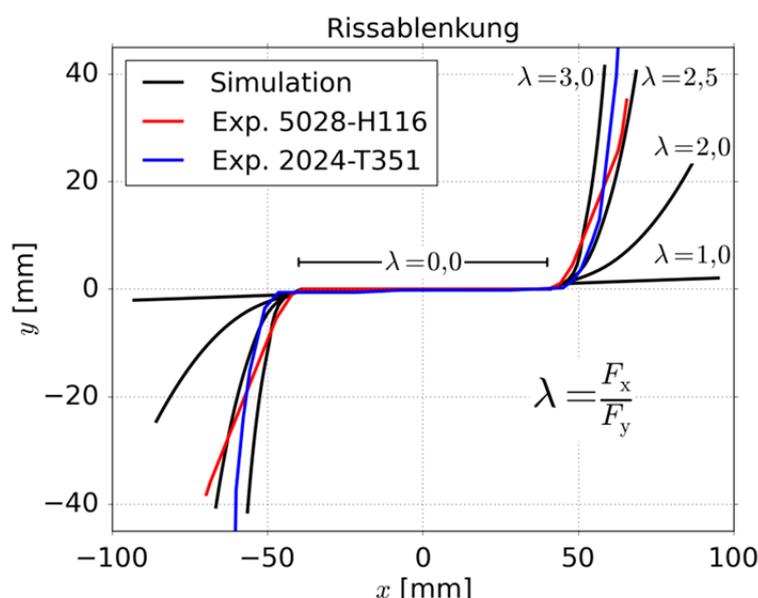


Abbildung 2-100: Simulierte und experimentell ermittelte Risspfade. Die experimentellen Risspfade resultieren schließlich von einem Rissfortschritt mit  $\lambda = 3,0$

Die Ergebnisse der experimentellen Arbeiten ist ebenfalls in Abbildung 2-100 dargestellt (rote und blaue Linien). Im Versuch wurden die Proben zunächst einachsig, zyklisch belastet bis zu einer Risslänge von  $2a = 90\text{ mm}$ . Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor betrug dabei  $\Delta K = 10\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bei  $R = 0,1$ . Als nächstes wurde das Lastverhältnis schrittweise erhöht bei  $\lambda = [1,0, 1,5, 2,0, 3,0]$ , bis ein Rissablenken beobachtet wurde. Dies geschah erst ab  $\lambda = 3,0$ . Bei der AA2024-T351 Probe folgt der Risspfad dabei sehr gut der Vorhersage der Simulation. Die AA5028-H116 Probe zeigt hingegen größere Abweichungen. Das Rissablenkungsverhalten ist offenbar leicht anisotrop. Während der Riss auf der rechten Seite dem simulierten Pfad von  $\lambda = 2,5$  folgt, so verläuft der Riss auf der linken Seite unter einem deutlich flacheren Winkel.

Dennoch kann das Verhalten durch Gleichung 11 bereits sehr gut vorhergesagt werden. Für ein genaueres Vorhersagemodell müssten weitere Untersuchungen an dieser Legierung erfolgen. In Abbildung 2-101 sind zum Vergleich die Ergebnisse einer Simulation und einer DIC Aufnahme aus dem Experiment gegenübergestellt. Die Farbskala der DIC Ergebnisse wurde dabei so angepasst, dass die Dehnungen äquivalent zu den dargestellten Spannungen sind. Trotz der Artefakte im rechten Teil der Abbildung lässt sich erkennen, dass Spannungen und Dehnungen punktsymmetrisch zur Bildmitte verteilt sind. Wie auch in der FE-Simulation zeigte die Probe entlastete Bereiche (mehr blaue Anteile) in einem Streifen in der Probenmitte. Damit kann mit dem FE-Modell die Beanspruchungen in der Probe adäquat wiedergegeben werden. Weiterhin deutet sich in der Simulation an, dass die Spannungsverteilung um die Risspitze nicht symmetrisch ist, was ein Indikator für eine Mixed-Mode Belastung darstellt [29].

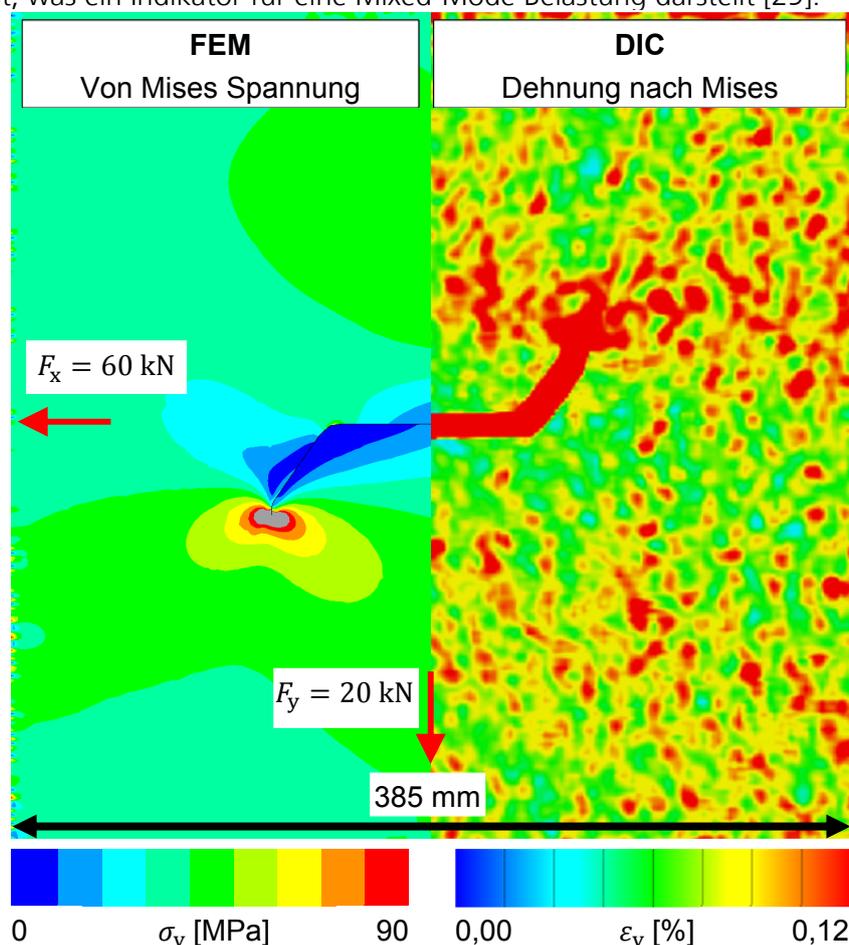


Abbildung 2-101: Vergleich von Simulation und Experiment von abgelenktem Riss bei  $\lambda = 3$ . Das Material hierbei ist AA5028-H116 mit  $t = 3,3$  mm.

Um das Verständnis der Vorgänge in der plastischen Zone unter  $K_I/K_{II}$  Beanspruchungen zu erweitern wurden vertiefende Untersuchungen hierzu an der Aluminiumlegierung AA2024-T3 mittels eines Mixed-Mode Rahmens durchgeführt, der in Abbildung 2-102 dargestellt ist. AA2024-T3 dient hierbei als Referenzlegierung, an der im ersten Schritt die wesentlichen

Charakteristika studiert wurden. Die Probenform wird als CTS-Probe (compact tension shear) bezeichnet [30]. Die Probe selbst ist durch sechs Schrauben im Rahmen befestigt. Der Rahmen ist an der Ober- und Unterseite drehend durch Bolzen gelagert. Die Probe kann sowohl statisch als auch dynamisch belastet werden. Auf der Rückseite ist ein GOM Aramis 12M System positioniert, zur Erfassung des Verformungsfeldes der Probe. Auf der Vorderseite ist ein Lichtmikroskop zusammen mit einer Spiegelreflexkamera (DSLR) angebracht, um sehr lokal mittels DIC das Verformungsfeld im Rissspitzenbereich auswerten zu können, also um die plastische Zone zu betrachten. Die plastische Zone soll dabei als Indikator für die Richtung der Rissablenkung unter Mixed-Mode Beanspruchung dienen.

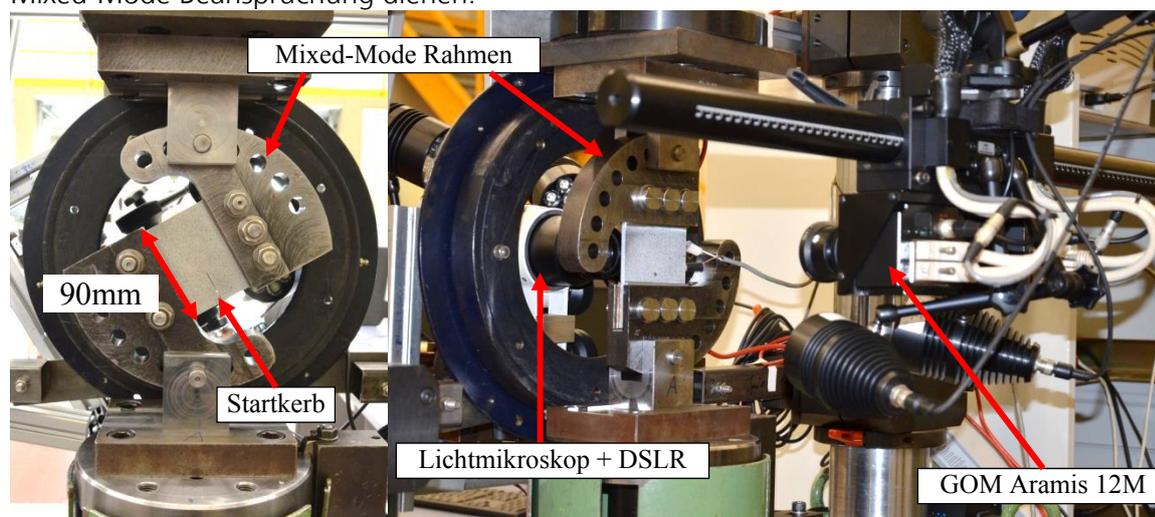


Abbildung 2-102: Versuchsaufbau der Mixed-Mode-Versuche

Zur Bestimmung des Ablenkwinkels führten Wasilik et al. das sogenannte W-Kriterium ein [31], [32]. Dieses besagt, dass die kleinste Ausdehnung der plastischen Zone, ausgehend von der Risspitze, den Rissablenkungswinkel andeutet. Die Untersuchungen zur plastischen Zone unter Mixed-Mode Beanspruchungen führten entsprechend Abbildung 2-103 zu ähnlichen Beobachtungen. Die Proben wurden dabei statisch belastet, um Aufnahmen zur DIC Auswertung erstellen zu können.

Dargestellt sind jeweils die Totaldehnungsfelder unter Belastung. Gemäß der Definition von  $R_{p0,2}$  stellen alle Regionen (grüne Bereiche) mit mehr als 0,68 % Dehnung plastifizierte Bereiche dar. Siehe hierzu auch Gleichung 9. Die Farbskala wurde so angepasst, dass auch die Bereiche mit noch höheren Dehnungen sichtbar sind, sodass Einschnürungen in den Konturen besser dargestellt werden. Besonders deutlich wird dies in Abbildung 2-103 (a). Die plastische Zone, bei einer Blechdicke von 2 mm, zeigt hier deutlich, dass die Ausdehnung nahe der Risspitze ein Minimum aufweist. Dieses liegt ebenfalls unter einem Winkel von ca.  $60^\circ$  vor und steht somit senkrecht zur Kraftrichtung. Unter der allgemeinen Annahme, dass Risse normalspannungsgesteuert wachsen [11], wird somit direkt die neue Rissausbreitungsrichtung angedeutet. Ähnliches, jedoch nicht so ausgeprägtes, Verhalten zeigt Abbildung 2-103 (c). Die

Blechdicke von 5 mm repräsentiert hier eher den ebenen Dehnungszustand, was dazu führt, dass die plastische Zone insgesamt etwas kleiner wird aufgrund der Dehnungsbehinderung. Die kleinsten Ausdehnungen der roten Isokonturen markieren in beiden Fällen bezogen zur Rissspitze die Richtungen der weiteren Ermüdungsrissausbreitung (siehe schwarze Pfeile in (a) und (c)).

### Von Mises Vergleichsdehnung des Totaldehnungsfeldes

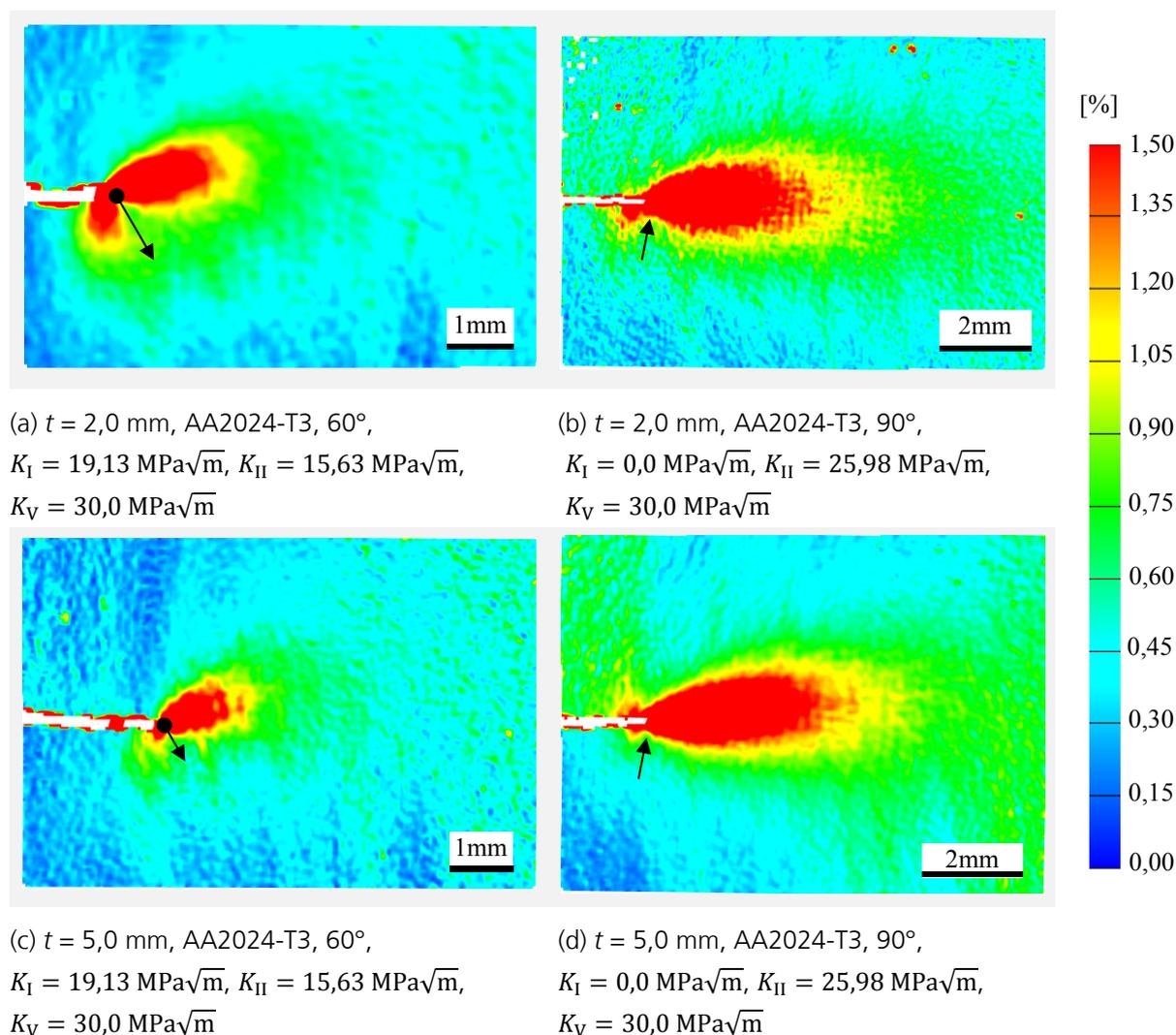


Abbildung 2-103: Plastische Zonen unter verschiedenen Mixed-Mode Bedingungen unter Maximallast (siehe auch [33])

Die Untersuchungen unter  $90^\circ$  repräsentieren eine reine Mode II Beanspruchung und stellen das Pendant zu den Mode I Untersuchungen dar. Gemäß Gleichung 11 sollte sich ein Ablenkungswinkel von etwa  $72^\circ$  einstellen. Da nicht genau bekannt ist an welchem Ort sich die Rissspitze befindet, kann dieser Winkel somit nur überschlägig abgeschätzt werden. Trotzdem zeigen auch hier die plastischen Zonen im Bereich hoher Dehnungen eine Einschnürung, welche die neue Rissausbreitungsrichtung andeutet.

Insgesamt konnte somit das Rissablenkungsverhalten sowohl bei biaxialen Kreuzproben, als auch auf kleinerem Maßstab in Form von CTS Proben näher untersucht werden.

### 2.1.3.8. Rissfortschritt in FSW geschweißten Verbindungen unter biaxialer Last

Reibrührscheiden (engl.: friction stir welding (FSW)) als Füge­technik hält vermehrt Einzug in die Flugzeugindustrie, um ganze Hautfelder miteinander zu verschweißen und somit aufwendiges Nieten zu ersetzen. Unter Ermüdungsbelastung können auch hierbei Risse entstehen. Im Rahmen der nachfolgenden Untersuchungen soll geklärt werden, wie sich Ermüdungsrisse in solchen Strukturen verhalten. Dabei werden 420 x 420 mm<sup>2</sup> Kreuzproben genutzt, damit einerseits ein ausreichend großes Prüffeld besteht und andererseits realitätsnahe biaxiale Lastzustände zu erzeugen.

Um diese Proben im Institut für Werkstoff-Forschung herstellen zu können, musste zunächst die FSW-Maschine erweitert werden. Hierzu wurde eine Unterlage aus Gusseisen gemäß Abbildung 2-104 gefertigt. Die Dimension dieser Unterlage beträgt 1200 mm in der Länge und 830 mm in der Breite. Somit ist schließlich die Fertigung von reibrührgeschweißten Blechen mit einer Größe von 1000 x 600 mm<sup>2</sup> möglich

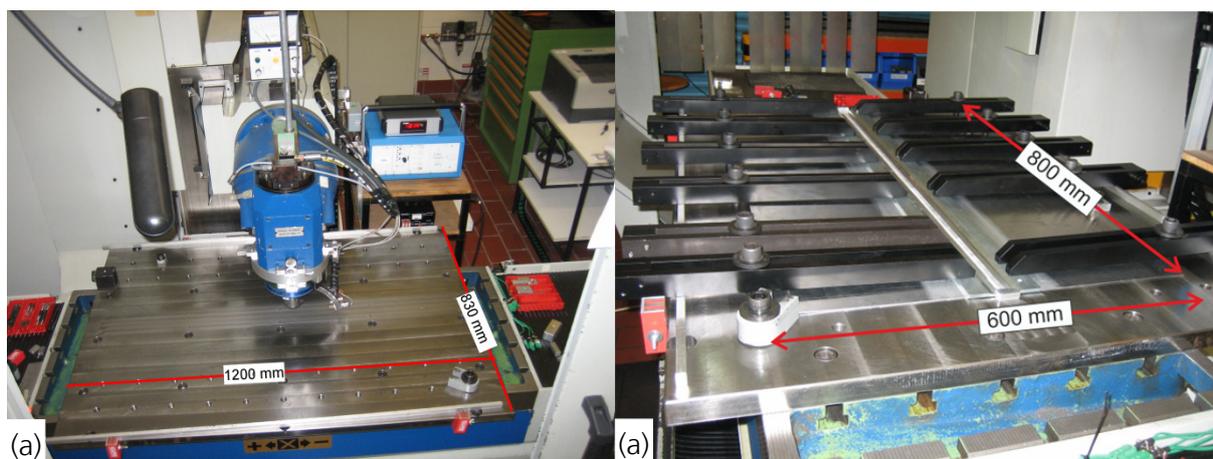


Abbildung 2-104: (a) Übersichtsaufnahme der gefertigten FSW-Unterlage (b) FSW geschweißte Biax-Probe aus 1,6 mm dickem Blech aus AA2024-T3

Es wurden zwei verschiedene Proben untersucht, welche in Abbildung 2-105 dargestellt sind. Die Probe 1 hat eine Mischverbindung zwischen den Al-Legierungen AA2198-T8 und AA5028-H116. Bezogen auf den Flugzeugrumpf wird hierdurch der Fensterbereich abgebildet. Der Riss verläuft dann senkrecht zur Schweißnaht. Hierbei soll geprüft werden, wie sich der E-Modulunterschied von etwa 3 – 4 % der beiden Legierungen auf das Ermüdungsrisswachstum auswirkt.

Probe 2 besteht aus zwei Blechen aus den Al-Legierungen AA2024-T3, welche mittels eines Stumpfstoßes gefügt sind. Es ist geplant, dass der Riss längs in die Schweißnaht eingebracht wird und dort parallel zur Walzrichtung (WR) wächst. Hierbei wird das Szenario eines Längsrisses im Hautfeld eines Flugzeuges abgebildet.

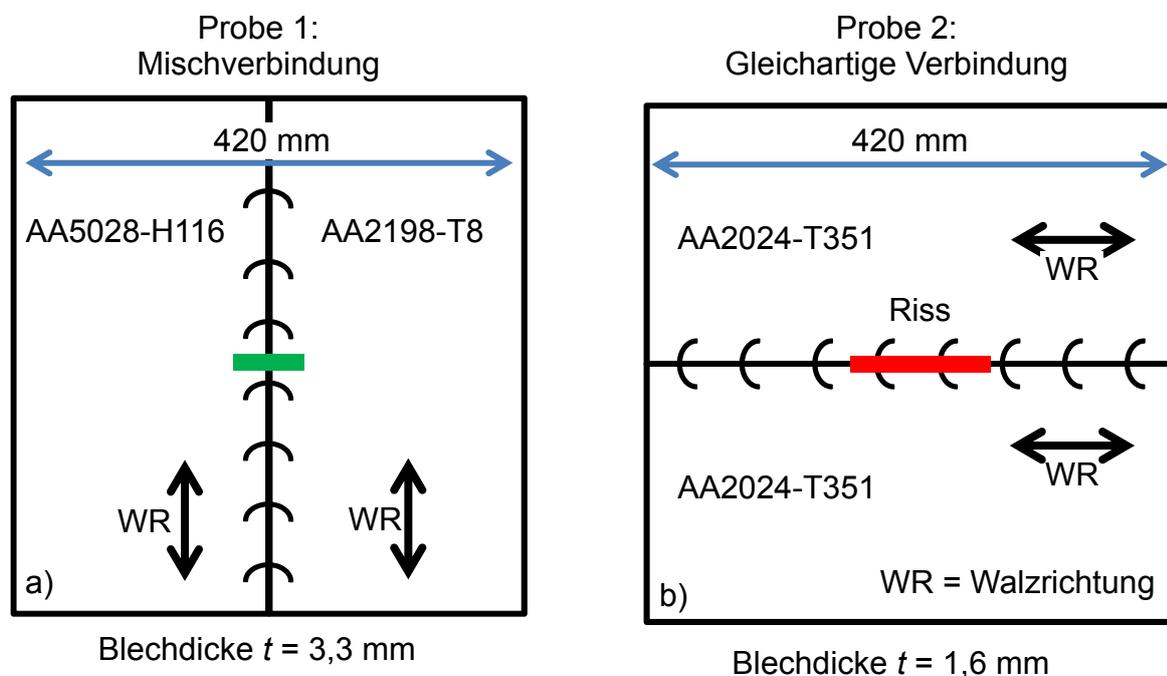


Abbildung 2-105: Untersuchungsprogramm der FSW-geschweißten Biax-Proben. (a) Mischverbindung, (b) gleichartige Verbindung. Darstellung des Prüffeldes

Die Bleche wurden entsprechend den Schweißparametern in Tabelle 2-3 und Tabelle 2-10 geschweißt. Der grundsätzliche Versuchsaufbau und -ablauf war anschließend analog zum dem, wie er in Abschnitt 2.1.3.5.3 beschrieben ist. Nachdem die Probe also in der Maschine montiert war, wurden mit dem DIC System Aufnahmen unter verschiedenen Lastverhältnissen erstellt, zur Kontrolle des Verformungsfeldes der Probe. Anschließend wurde ein 30 mm langer Anriss eingebracht entsprechend Abbildung 2-105. Für die Rissfortschrittsphase wurde eine maximale Spannung im Hautfeld von 60 MPa gewählt bei einem Querlastverhältnis  $\lambda = 1,0$  und einem  $R$ -Verhältnis von 0,1. Während der Ermüdungsrissphase wurden die Versuche in regelmäßigen Abständen gestoppt und die Risslängen gemessen. Die dabei aufgenommenen DIC Aufnahmen wurden nach dem Versuch ebenfalls mittels des Postprozessors ausgewertet, um die Spannungsintensitätsfaktoren zu bestimmen.

Die Ergebnisse der Probe mit Mischverbindung sind in Abbildung 2-106 dargestellt. Der Falschfarbenplot der von Mises Vergleichsdehnung (Teilbild (a)) zeigt, dass der Risspfad nicht exakt gerade verlaufen ist. Hierbei ist erkennbar, dass der Riss auf der rechten Seite also in AA2198-T8, nach ca. 35 mm Risslänge zu erst nach unten hin und dann weiter parallel zur x-Achse gewachsen ist. Das Bild zeigt weiterhin, dass der Riss im Bereich der AA5028-H116 Legierung schneller gewachsen ist als in AA2198-T8.

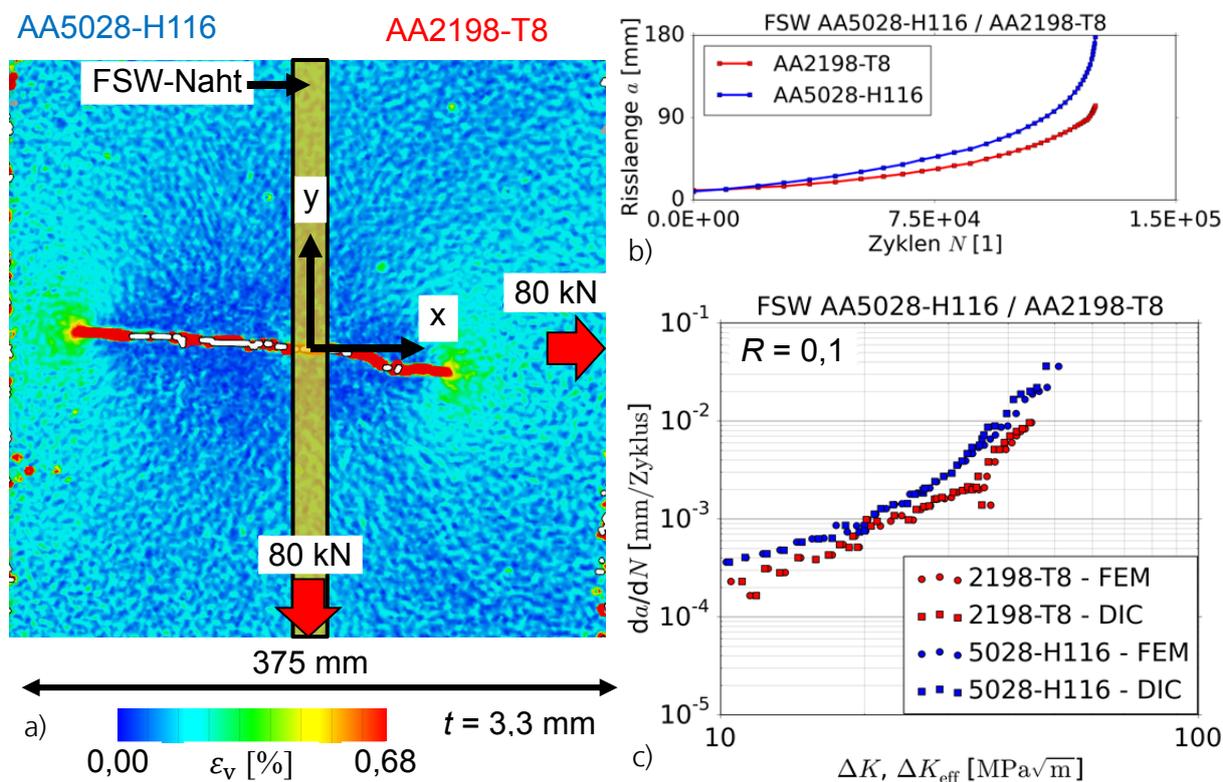


Abbildung 2-106: Auswertung des Rissfortschritts einer FSW geschweißten Probe aus AA5028-H116 und AA2198-T8. (a) DIC Aufnahme, (b) Rissfortschrittsdiagramm a-N (b)  $da/dN$ - $\Delta K$  Diagramm

Dies quantifizieren hierbei auch die Diagramme in Abbildung 2-106 (b) und (c). Das Rissfortschrittsdiagramm in (b) zeigt dabei, dass der Riss in AA5028-H116 stets schneller gewachsen ist, als in AA2198-T8. Zusammen mit der Auswertung von  $\Delta K$  kann festgestellt werden, dass dies einen echten Effekt darstellt und nicht auf Basis ungleichmäßiger Lastverteilung in der Probe hervorgerufen wurde. Die DIC Auswertung von  $\Delta K$  zeigt hierbei nur geringe Abweichungen zur linear-elastischen FE-Lösung.

Die Ergebnisse der FSW-geschweißten Probe mit zwei Blechen aus der Aluminiumlegierung AA2024-T351 sind in Abbildung 2-107 dargestellt. Im Falschfarbenplot der DIC Aufnahme (a) ist dabei die Schweißnaht angedeutet. Der Startkerb wurde längs in die Schweißnaht gelegt. Auf der rechten Seite bei Z1 ist der Riss dabei in der Naht weiter gewachsen. Auf der linken Seite bei Z2 ist der Riss nach 30 mm Länge aus der Naht heraus und im Grundmaterial unter einem Winkel von ca.  $6^\circ$  weiter gewachsen. Eine Detailaufnahme von der Probenrückseite ist in (d) dargestellt.

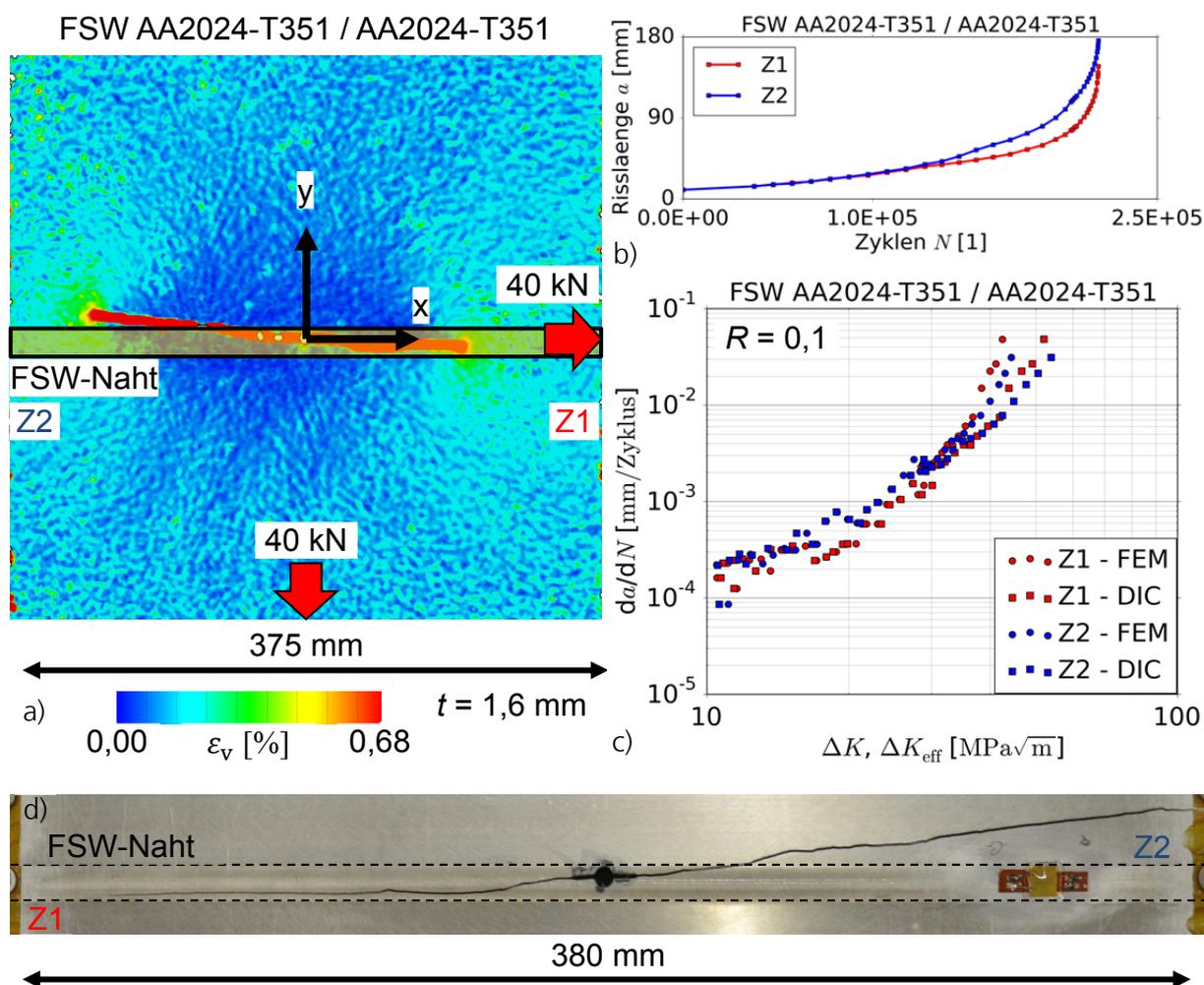


Abbildung 2-107: Auswertung des Rissfortschritts einer FSW geschweißten Probe aus AA2024-T351. (a) DIC Aufnahme, (b) Rissfortschrittsdiagramm  $a$ - $N$ , (c)  $da/dN$ - $\Delta K$  Diagramm, (d) Aufnahme der Probenrückseite

Das Rissfortschrittsdiagramm in Abbildung 2-107 (b) zeigt, dass beide Enden des Risses bis zu einer Länge von etwa 40 mm gleich schnell gewachsen sind. Der Riss bei Z2 ist ab hier schneller gewachsen. Dies spiegelt sich auch im mittleren Bereich des  $da/dN$ - $\Delta K$  Diagramms (c) bis etwa  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  wieder. Bei höheren Werten von  $\Delta K$  über  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  wächst der Riss bei Z1, also in der Schweißnaht, tendenziell schneller. Neben mikrostrukturellen Effekten sind geschweißte Proben auch durch Eigenspannungen behaftet. Diese wurden jedoch im Rahmen dieses Untersuchungsprogramms nicht weiter untersucht.

Abbildung 2-108 fasst die Ergebnisse der DIC Auswertungen der Spannungsintensitätsfaktoren der untersuchten Aluminiumlegierungen nochmals zusammen. Zur Bestimmung von  $\Delta K$  wurden dabei jeweils die DIC Aufnahmen unter minimalen und maximalen Lasten ausgewertet.

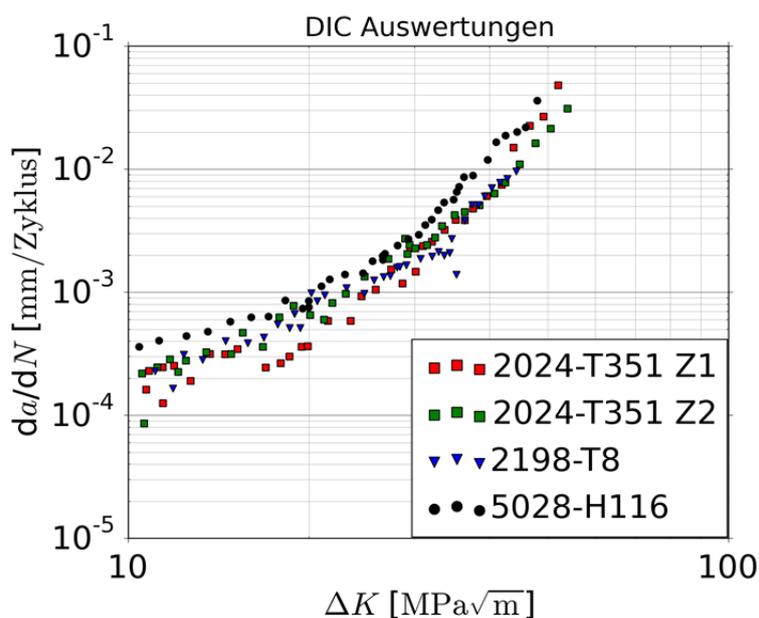


Abbildung 2-108: Vergleich der mittels DIC bestimmten Spannungsintensitätsfaktoren für die Legierungen AA2024-T351, AA2198-T8 und AA5028-H116

Hierbei weisen AA2024-T351 und AA2198-T8 größtenteils identische Rissfortschrittsdaten auf. Vergleichen hiermit ist jedoch der Rissfortschritt in AA5028-H116 stets etwas höher.

### 2.1.3.9. Plastische Zone

Wie in den vorherigen Abschnitten dargestellt ist die plastische Zone an der Risspitze eines (Ermüdungs-) Risses sehr wichtig bei der Rissausbreitung von duktilen Materialien. In ihr finden alle wirksamen Schädigungsmechanismen statt und sie ist beispielsweise für Reihenfolgeeffekte bei der Ermüdungsrissausbreitung, oder für plastisch induziertes Riss schließen verantwortlich [11]. Um somit die Grundlagen zum Mechanismenverständnis der Vorgänge in der plastischen Zone zu erweitern, wurden weiterführenden Untersuchungen diesbezüglich unternommen. Im ersten Schritt wurde dazu die plastische Zone mittels elastisch-plastischer FE-Untersuchungen analysiert. Das Modell wurde dabei sowohl quasi-statisch, als auch zyklisch belastet. Hierbei stellte sich heraus, dass Materialbereiche innerhalb der plastischen Zone entsprechend ihres Lastverlaufs unterschiedlich beansprucht werden. Das Ergebnis dieser Analysen ist in Abbildung 2-109 dargestellt. Weiterhin wurden die Schlussfolgerungen der Simulationen durch experimentelle Ergebnisse untermauert. Schließlich ergibt sich daraus eine Reihe von fundierten Erkenntnissen. Während erstmaliger Belastung bildet sich im Bereich der Risspitze eine primäre plastische Zone aus (PPZ). Unter Ermüdungsrissfortschritt bewegt sich diese mit der Risspitze fort und hinterlässt ein Band plastifizierten Materials um den Risspfad herum. Bei weiterer zyklischer Belastung wird nicht mehr die komplette PPZ plastisch beansprucht, sondern die weitere plastische Wechselplastizität konzentriert sich auf die zyklische plastische Zone (CPZ). Nach Abbildung 2-109 hat die CPZ ca.  $\frac{1}{4}$  des Ausmaßes der PPZ. Die CPZ spaltet sich jedoch wiederum unter Belastung in eine vorwärts zyklische plastische Zone (FCPZ), bzw. unter Entlastung eine rückwärts zyklische

plastische Zone (BCPZ) auf. Im Gegensatz zur FCPZ ist die BCPZ dabei um einen vergleichsweise schmalen Bereich um die Rissfront konzentriert. Wie in Abschnitt 2.1.3.5.3 gezeigt, sind diese Erkenntnisse nicht nur auf akademischem Level relevant, sondern auch makroskopisch im Falle hoher Rissspitzenbeanspruchungen. Für tiefgründige Details sei auf die entsprechenden Veröffentlichungen verwiesen, die im Rahmen des Projekts entstanden sind [34], [33], [35].

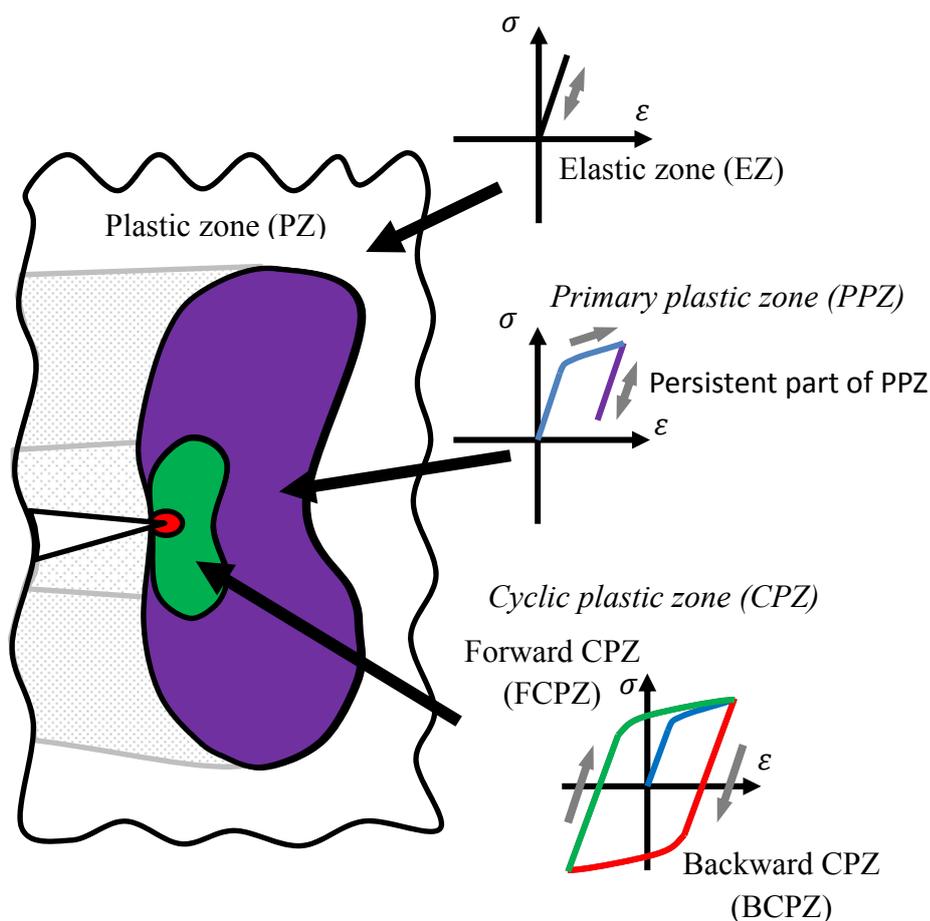


Abbildung 2-109: Verschiedene Bereiche der plastischen Zone während zyklischer Belastung (siehe auch [34])

## 2.2. Wichtige Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Im Folgenden ist der zahlenmäßige Nachweis aufgeführt, wobei in der rechten Spalte die vorkalkulierten Kosten und in der linken Spalte die tatsächlich abgerechneten Kosten dargestellt sind.

Tabelle 2-15: Zahlenmäßiger Nachweis.

Position	Entstandene Kosten	Vorkalkulation
813 Material	39.159,40	28.000,00
823 FE-Fremdleistungen	27.584,16	50.000,00
837 Personalkosten	1.380.435,34	1.241.000,00
838 Reisekosten	7.551,52	9.000,00
850 sonstige unmittelbare Vorhabenkosten	5.005,88	30.000,00
856 Kosten für innerbetriebliche Leistungen	59.553,81	139.000,00
Summe	1.519.290,11	1.497.000,00

## 2.3. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Sämtliche im Projekt geleisteten Arbeiten waren notwendig und angemessen. Ohne den InnoMet-Verbund und die resultierenden Zuwendungen wäre das Vorhaben MetLife für das DLR nicht tragbar gewesen. Mit der Förderung im Rahmen des Luftfahrtforschungsprogramms wurde somit ein wesentlicher Beitrag geleistet, die vorhandenen Kompetenzen des Instituts für Werkstoff-Forschung zu erweitern und die realitätsnahe Prüfung von flugzeugrumpfnahen Strukturen auszubauen. Hierdurch wurden die Voraussetzungen geschaffen mittels der biaxialen Prüfanlage Ermüdungsrisse in hautfeldähnlichen Kreuzproben zu untersuchen und das Szenario eines two-bay-cracks für die Szenarien eines Umfangs- und Längsrisses im originalen Maßstab abzubilden.

## 2.4. Nutzen und Verwertbarkeit

Der Verwertungsplan des Vorhabens MetLife basiert, wie in dem Zuwendungsbescheid gefordert, wesentlich auf den folgenden Punkten:

- Die im Vorhaben verwendeten und teilweise entwickelten Methoden zu den Themen Korrosion, Ermüdungsverhalten und Ultraschallprüfung von FSW-geschweißten AlMgSc und AlCuLi-Verbindungen können interessierten Industrieunternehmen zu marktüblichen Preisen zur Verfügung gestellt werden.
- Die Entwicklung einer umfassenden Methode zur Untersuchung von repräsentativen Flugzeugrumpfstrukturen mittels biaxialer Prüfung erweitert das Forschungsportfolio des

Instituts für Werkstoff-Forschung und somit seine Positionierung für die Teilnahme in künftigen Forschungsprojekten.

- Präsentation der Ergebnisse auf Fachtagungen, Messen (ICAA) oder Workshops

Darüber hinaus werden die in dem Projekt gewonnen Erkenntnisse und Ergebnisse ebenfalls für wissenschaftliche Publikationen, Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses sowie für die Akquise weiterer Forschungsvorhaben mit industrieller Relevanz genutzt.

Für das Institut für Werkstoff-Forschung ergibt sich eine wirtschaftliche Verwertung der Ergebnisse des Vorhabens durch:

- Die wissenschaftlichen Ergebnisse erlauben dem DLR dazu beizutragen, die Verbesserungspotentiale metallischer Herstellungs- und Fügeverfahren weiter zu entwickeln. Die Fortschritte im Bereich der bruchmechanischen Prüfmethode durch Kopplung aus Experiment und Simulation bilden die Basis für weiterführende Arbeiten zur realitätsnahen Prüfung rumpfstrukturähnlicher Proben. Insgesamt ergibt sich durch das Projekt ein deutlicher Kompetenzgewinn in diesen Bereichen, und hierdurch die Möglichkeit für das DLR, sich insbesondere den Industriepartnern auch weiterhin als kompetenter Partner zu empfehlen.
- Erweiterung der Position und Sichtbarkeit des DLR als Know-How-Träger auf dem Gebiet metallischer Leichtbaustrukturen. Die Erreichung dieses Verwertungsziels ist durch die Tatsache gegeben, dass das DLR bereits als Partner im Nachfolgeprojekt DaTMet im Rahmen des Luftfahrtforschungsprogramms teilnimmt.
- Alle Arbeiten dienen auch zur Ausbildung und Weiterqualifizierung des wissenschaftlichen Nachwuchses auf den unterschiedlichsten Ebenen. Im Rahmen des Projektes ein Doktorand über mehrere Jahre hinweg wissenschaftlich ausgebildet. Die wesentlichen Inhalte der im Jahr 2017 abgeschlossenen Promotion beinhalteten dabei die Themen des AP3.

## 2.5. Fortschritt anderer Stellen

Es sind keine Ergebnisse verbundexterner Dritter bekannt, die für die Durchführung des Vorhabens relevant sind.

## 2.6. Veröffentlichungen

### Referierte Veröffentlichungen

- (1) E. Breitbarth, S. Zaefferer, F. Archie, M. Besel, D. Raabe, G. Requena, „Evolution of dislocation patterns inside the plastic zone introduced by fatigue in an aged aluminium alloy AA2024-T3“, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 718, p. 345-349, 2018

- (2) E. Breitbarth, M. Besel und S. Reh, „Biaxial testing of cruciform specimens representing characteristics of a metallic airplane fuselage section,“ International Journal of Fatigue, vol. 108, pp. 116-126, 2018.
- (3) E. Breitbarth, M. Besel, "Energy based analysis of crack tip plastic zone of AA2024-T3 under cyclic loading", International Journal of Fatigue, vol. 100, pp. 263-273, 2017.
- (4) M. Besel and E. Breitbarth, "Advanced analysis of crack tip plastic zone under cyclic loading", International Journal of Fatigue, vol. 93, p. 92–108, 2016.

### Konferenzbeiträge

- (1) E. Breitbarth und M. Besel, „Crack tip strain field under cyclic loading in aluminium alloy,“ in International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials XI, Hyannis, 2016
- (2) E. Breitbarth, M. Besel, J. Schwinn, „Testing of fatigue cracks under biaxial loading conditions to represent conditions of a metallic aircraft fuselage section“, International Conference of Engineering Against Failure V, Chios Island, 2018 (*eingereicht*)

### Bachelor-, Master-, -Studien-, Diplomarbeiten und Promotionen

- (1) T. Strohmam, „Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte mittels digitaler Bildkorrelation“, Masterthesis, Universität Duisburg Essen, 2017
- (2) E. Breitbarth: „Mechanismenorientierte bruchmechanische Charakterisierung von Luftfahrtlegierungen unter realitätsnahen Beanspruchungen“, Dissertation online verfügbar, RWTH Aachen, 2017

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1:	Arbeitspaketstruktur innerhalb des Projekts MetLife .....	11
Abbildung 2-2:	Übersicht des Projekts hinsichtlich Technologietransfer vorheriger Projekte und zu den beteiligten Partnern .....	12
Abbildung 2-3:	Querschliffe von FSW-Nähten aus AA5028-H116, die mit Parametern entsprechend Tabelle 2-1 geschweißt wurden.....	14
Abbildung 2-4:	Härteprofil einer FSW Naht in AA5028-H116 .....	15
Abbildung 2-5:	Querschliffe von FSW-Nähten der AL-Legierung AA2024-T3 in 1,6 mm Dicke, die mit Parametern nach Tabelle 2-3 geschweißt wurden .....	17
Abbildung 2-6:	Härteprofile der AA2024-T3 FSW Nähte.....	18
Abbildung 2-7:	Temperaturentwicklung während des Schweißprozesses von 1,6 mm AA2024-T3 Blechen .....	18
Abbildung 2-8:	Einfluss von Schweißparameter bzw. Schweißwerkzeug auf das Bruchverhalten der FSW AA2024-T3 Zugproben. Die gelbe Linie auf BL1279 markiert die Mitte der Schweißnaht .....	20

Abbildung 2-9:	Querschliffe der FSW AA2024-T3 Nähte (A) Standard FSW und (B) Delta-N FSW .....	21
Abbildung 2-10:	Querschliffe der FSW AA5028-H116 Nähte (A) Standard FSW und (B) Delta-N FSW (weißer Pfeil markiert Nugget Flaws).....	22
Abbildung 2-11:	Härteprofile der FSW AA2024-T3 Nähte geschweißt mit einem Standard bzw. Delta-N Werkzeug .....	23
Abbildung 2-12:	Härteprofile der FSW AA5028-H116 Nähte geschweißt mit einem Standard bzw. Delta-N Werkzeug .....	24
Abbildung 2-13:	Probengeometrie der Ermüdungsprobe .....	25
Abbildung 2-14:	Versuchsaufbau der Wöhlerversuche unter korrosivem Medium .....	25
Abbildung 2-15:	Versuchsaufbau der Wöhlerversuche unter korrosivem Medium (a) Laserbehandelte GM AA2024-T3, (b) (c) und (d) detaillierte REM-Aufnahmen der behandelten Oberfläche .....	27
Abbildung 2-16:	Prinzipskizze zur Laserbehandlung der FSW-geschweißten Probe.....	28
Abbildung 2-17:	Nd:YAD Laser behandelte FSW AA2024-T3 Verbindungen nach 100 h Wechselltauchkorrosion. Die Pfeile zeigen den lokalisierten Korrosionsangriff auf die WEZ .....	29
Abbildung 2-18:	Lokalisierte interkristalline Korrosionsangriff auf WEZ und Schweißnaht (WN) von laserbehandeltem FSW AA2024-T3 nach 100 h Wechselltauchkorrosionstest. Die rote Linie markiert den Übergang zwischen WEZ und WN.....	30
Abbildung 2-19:	Wöhlerkurve von in verschiedenen Medien untersuchten FSW AA2024-T3 Verbindungen .....	31
Abbildung 2-20:	Bruchfläche einer in 3,5%wt NaCl wässrigen Lösung ermüdeten laserbehandelte FSW AA2024-T3 Verbindung.....	32
Abbildung 2-21:	Einfluss von relativer Position der Grundplatten und Schweißparameter auf Geometrie der Schweißnähte von AAFSW 2198/5028 Stumpfstößen .....	34
Abbildung 2-22:	Detailaufnahme von (a) Übergang Naht TMAZ-AA2198 (b) Wurzelbereich der Naht (c) TMAZ-AA5028 .....	35
Abbildung 2-23:	Einfluss der Position der Grundmaterialien auf das Härteprofile von FSW AA2198/AA5028 .....	35
Abbildung 2-24:	Einfluss von Schweißparameter auf das Härteprofil von FSW AA2198/AA5028-H116 Verbindungen .....	36
Abbildung 2-25:	Korrosionsschädigung in verschiedene Bereiche der Oberseite der FSW AA2198/AA5028 Verbindung nach dem IK-Test (a) TMAZ-AA2198 (b) Naht (c) GM AA5028 .....	38
Abbildung 2-26:	Korrosionsschädigung auf der Unterseite der AA2198/AA5028 Verbindung nach dem IK-Test (a) TMAZ-AA2198 (b) TMAZ-AA5028 (c) Wurzelbereich der Naht .....	40
Abbildung 2-27:	Prinzipskizze des Vier-Punkt Biegeversuchs.....	41

Abbildung 2-28:	Mittels Vier-Punkt Biegung belastete FSW AA2198/AA5028 Proben nach 1000 h Wechsellasttests .....	42
Abbildung 2-29:	(A) Modifizierte CT-Probe für Spannungsriß- und Ermüdungskorrosionstests, (B) Lage des Risses relativ zur Naht .....	43
Abbildung 2-30:	Konstruktionsskizze der Korrosionskammer für die Ermüdungskorrosionstests .....	43
Abbildung 2-31:	(A) Ausgangsinformation (B) Berechnung von Geometriefunktion für CT-112,5 Probe .....	44
Abbildung 2-32:	Versuchsaufbau zur Aufnahme einer Korrekturkurve für die Elektropotentialmessung .....	45
Abbildung 2-33:	Versuchsaufbau der Rissfortschrittsversuche in 3,5%gew NaCl zur Spannungsrißkorrosion von gemischten FSW AA2198/AA5028 Verbindungen .....	46
Abbildung 2-34:	Risspfad einer gemischten FSW AA2198/AA5028-H116 Verbindung .....	47
Abbildung 2-35:	Versuchsaufbau der Cut-Compliance Eigenspannungsmessung .....	48
Abbildung 2-36:	Verlauf von $K_{res}$ entlang der Schweißnaht einer FSW 2198/5028 Verbindung	49
Abbildung 2-37:	Auswirkungen von Eigenspannungen ( $K_{res}$ ) auf Rissfortschritt .....	49
Abbildung 2-38:	Korrosionsschädigungen von AA5028-H116 nach ASTM G66 NAMLT-Test	51
Abbildung 2-39:	(a) Rissfortschrittsoptimierung der Ermüdungsproben mittels FEM-Modellierung (b) Validierung des FEM-Modells an Grundmaterialproben aus AA5028-H116 .....	51
Abbildung 2-40:	Rissfortschritt von Grundmaterial und reibrührgeschweißten AA5028-H116 Proben in einer 3,5%wt NaCl wässrige Lösung .....	53
Abbildung 2-41:	Rissfortschritt von Grundmaterial und reibrührgeschweißten AA5028-H116 in einer 3,5%wt NaCl wässrige Lösung .....	54
Abbildung 2-42:	Fehlstellen im Ultraschallbild der FSW-Probe aus AA5028 .....	56
Abbildung 2-43:	Projektionen der untersuchten Volumina einer LOP-haltigen FSW AA5028-H116 Verbindung. Zum Vergleich siehe Abbildung 2-42 .....	57
Abbildung 2-44:	US-Bild ohne nennenswerte, detektierte Fehlstellen .....	58
Abbildung 2-45:	Biegeprobe entnommen aus Blech in Abbildung 2-44 .....	58
Abbildung 2-46:	Querschliff von der Stelle 297 in Abbildung 2-44 .....	59
Abbildung 2-47:	Prinzipskizze Impuls-Echo-Verfahren, Standard-Einstellungen .....	59
Abbildung 2-48:	Ultraschallbild eines FSW-Blechs mit LOP .....	60
Abbildung 2-49:	Querschliff bei Scan 428,4_100x (linke Linie in Abbildung 2-48) .....	61
Abbildung 2-50:	Querschliff bei Scan 428,8_100x (rechte Linie in Abbildung 2-48) .....	61
Abbildung 2-51:	Prinzipskizze einer Ultraschallprüfung parallel zur Schweißnaht .....	62
Abbildung 2-52:	US-Bild mit Einfallswinkel in Richtung der Schweißnaht .....	62
Abbildung 2-53:	US-Bild eines FSW-Blechs mit Schall-Einfallrichtung von der Retreating-Side	63
Abbildung 2-54:	US-Bilder eines FSW-Blechs mit weiteren Schall-Einfallrichtungen .....	63
Abbildung 2-55:	Ausschnitt aus dem US-Bild des Blechs für die Ermüdungsversuche .....	64

Abbildung 2-56:	Probenabmessungen für die Ermüdungsversuche .....	65
Abbildung 2-57:	Ergebnisse der Ermüdungsversuche an AA5028 .....	65
Abbildung 2-58:	Übersicht der Bruchfläche von Probe 36 .....	66
Abbildung 2-59:	Bruchfläche der Probe 36 mit LOP .....	66
Abbildung 2-60:	Probe 33, Übersicht .....	67
Abbildung 2-61:	Probe 33, Defekt in der Schweißwurzel .....	67
Abbildung 2-62:	Probe 35, Übersicht .....	68
Abbildung 2-63:	Probe 35, Ausgang des Ermüdungsbruchs .....	68
Abbildung 2-64:	Übersicht Probe 31 .....	69
Abbildung 2-65:	Verunreinigung im Wurzelbereich Probe 31 .....	69
Abbildung 2-66:	Probe 40, Übersicht .....	70
Abbildung 2-67:	Probe 40, Bruchbeginn, Ausschnitt 1 .....	70
Abbildung 2-68:	Probe 40, gestoppter Bruchbeginn, Ausschnitt 2 .....	71
Abbildung 2-69:	Probe 32, Übersicht .....	72
Abbildung 2-70:	Probe 32, Bruchausgänge (siehe Pfeile) .....	72
Abbildung 2-71:	Probe 38, Übersicht .....	72
Abbildung 2-72:	Probe 38, Ausschnitt 1 .....	73
Abbildung 2-73:	Probe 38, Ausschnitt 2 .....	73
Abbildung 2-74:	Probe 38, Ausschnitt 3 .....	73
Abbildung 2-75:	Probe 39, Übersicht .....	74
Abbildung 2-76:	Probe 39, Ausschnitt .....	74
Abbildung 2-77:	Abgeleitete Kreuzproben zur Untersuchung von Längs- und Umfangsrissen der IMA-Schale .....	76
Abbildung 2-78:	Schalenmodell der IMA-Schale (a) mit Randbedingungen, sowie Rissbereich (b) und Submodell (c) des Bereichs der Rissspitze .....	78
Abbildung 2-79:	Spannungsintensitätsfaktoren entlang Umfangsris (a) und Längsris (b) in der IMA-Schale unter maximalen Lasten bei $F_z = 314 \text{ kN}$ , $\Delta p_i = 0,622 \text{ mbar}$ , $F_{\text{Spant}} = 10 \text{ kN}$ .....	79
Abbildung 2-80:	Darstellung exemplarischer Last-Zeit-Verläufe für Flug mit den wenigsten Datenpunkten (a) und mit den meisten Datenpunkten (b) .....	80
Abbildung 2-81:	Übergangsmatrix der Längsspannungen zur Auswertung der Flugdaten mit eingezeichneten Isolinien des R-Verhältnisses und identifizierten Peaks .....	81
Abbildung 2-82:	Zuordnung des Innendrucks zu den jeweiligen Umfangslasten .....	82
Abbildung 2-83:	Umrechnung des Innendrucks in die zugehörige Umfangsspannung unter Berücksichtigung der Längsspannung .....	83
Abbildung 2-84:	Mögliche Lastsituationen für biaxial belastete Kreuzprobe .....	84
Abbildung 2-85:	Finite Elemente Modell der Kreuzprobe .....	85
Abbildung 2-86:	Übersicht – Probendesign und Geometriefunktionen .....	86
Abbildung 2-87:	Rissspitzenbeanspruchung von IMA-Schale und Kreuzprobe für Umfangsris (a) und Längsris (b) .....	87

Abbildung 2-88:	Prüflasten der 420 x 420 mm <sup>2</sup> Kreuzprobe für das Szenario des Umfangsrisse	88
Abbildung 2-89:	Prüflasten der 923 x 559 mm <sup>2</sup> Kreuzprobe für das Szenario des Längsrisse	89
Abbildung 2-90:	Methodik zur Auswertung des Linienintegrals. Dargestellt sind der Integrationsweg und die Integrationspunkte, welche den Riss umschließen	90
Abbildung 2-91:	Biax-Prüfanlage umgerüstet auf Kreuzprobe mit 923 x 559 mm <sup>2</sup> Prüffeld	92
Abbildung 2-92:	Rückseite der fertigen Kreuzproben	93
Abbildung 2-93:	DIC Auswertung von 2BE3F (AA5028-H116) nach 13.022 Lastzyklen. Die Dehnungsfarbskala wurde so angepasst, dass rote Bereiche an den Rissspitzen die plastische Zone widerspiegeln. Darstellung unter Maximallast. $2a = 225,2$ mm, $K_{I,links} = 72,3$ MPa $\sqrt{m}$ , $K_{I,rechts} = 72,7$ MPa $\sqrt{m}$	95
Abbildung 2-94:	AA2024-T351 Kreuzprobe (2BE7F) mit 923 x 559 mm <sup>2</sup> Prüffeld nach 17.745 Lastwechseln. Darstellung der DIC Auswertung der von Mises Vergleichsdehnung des Totaldehnungsfeldes unter Maximallast. Die Dehnungsfarbskala wurde so angepasst, dass rote Bereiche an den Rissspitzen die plastische Zone widerspiegeln. $2a = 610$ mm, $K_{I,links} = 150,0$ MPa $\sqrt{m}$ , $K_{I,rechts} = 153,0$ MPa $\sqrt{m}$	96
Abbildung 2-95:	Auswertung der Rissspitzenbeanspruchung basierend auf dem Postprozessor zur bruchmechanischen Auswertung mittels digitaler Bildkorrelation (siehe auch [18])	97
Abbildung 2-96:	AA2024-T351 Kreuzprobe (2BE7F) mit 923 x 559 mm <sup>2</sup> Prüffeld nach 17.745 Lastwechseln. Darstellung der DIC Auswertung der z-Verschiebung bei minimaler Last.	98
Abbildung 2-97:	Rissfortschrittskurven der durchgeführten Versuche. In (a) wurden wurde $\Delta K$ basierend auf den linear-elastischen Simulationen berechnet, während $\Delta K$ in (b) anhand von Abbildung 2-95 bestimmt wurde (siehe auch [18])	99
Abbildung 2-98:	Vergleich der Rissfortschrittskurven von Abbildung 2-97 für AA2024-T351 und AA5028-H116 mit Literaturwerten [20], [21], [22], [23], [24] (siehe auch [18])	100
Abbildung 2-99:	Untersuchungen zum Rissfortschrittsverhalten zum S-Mode (a) und V-Mode (b) der Rissfront im Rahmen einer linear elastischen Rechnung. Die Berechnungen und Ergebnisinterpretationen hierzu wurden von Prof. Fulland von der Hochschule Zittau/Görlitz durchgeführt.	101
Abbildung 2-100:	Simulierte und experimentell ermittelte Risspfade. Die experimentellen Risspfade resultieren schließlich von einem Rissfortschritt mit $\lambda = 3,0$	102
Abbildung 2-101:	Vergleich von Simulation und Experiment von abgelenktem Riss bei $\lambda = 3$ . Das Material hierbei ist AA5028-H116 mit $t = 3,3$ mm	103
Abbildung 2-102:	Versuchsaufbau der Mixed-Mode-Versuche	104
Abbildung 2-103:	Plastische Zonen unter verschiedenen Mixed-Mode Bedingungen unter Maximallast (siehe auch [33])	105

Abbildung 2-104:	(a) Übersichtsaufnahme der gefertigten FSW-Unterlage (b) FSW geschweißt Biax-Probe aus 1,6 mm dickem Blech aus AA2024-T3 .....	106
Abbildung 2-105:	Untersuchungsprogramm der FSW-geschweißten Biax-Proben. (a) Mischverbindung, (b) gleichartige Verbindung. Darstellung des Prüffeldes	107
Abbildung 2-106:	Auswertung des Rissfortschritts einer FSW geschweißten Probe aus AA5028-H116 und AA2198-T8. (a) DIC Aufnahme, (b) Rissfortschrittsdiagramm a-N (b) da/dN- $\Delta$ K Diagramm .....	108
Abbildung 2-107:	Auswertung des Rissfortschritts einer FSW geschweißten Probe aus AA2024-T351. (a) DIC Aufnahme, (b) Rissfortschrittsdiagramm a-N, (c) da/dN- $\Delta$ K Diagramm, (d) Aufnahme der Probenrückseite .....	109
Abbildung 2-108:	Vergleich der mittels DIC bestimmten Spannungsintensitätsfaktoren für die Legierungen AA2024-T351, AA2198-T8 und AA5028-H116.....	110
Abbildung 2-109:	Verschiedene Bereiche der plastischen Zone während zyklischer Belastung (siehe auch [34]) .....	111

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	FSW Parameter für AA5028-H116 mit 1,6 mm Dicke .....	13
Tabelle 2-2:	Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA5028-H116 Stumpfstöße .....	16
Tabelle 2-3:	FSW Parameter für AA2024-T3 in 1,6 mm Dicke.....	16
Tabelle 2-4:	Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA2024-T3 Stumpfstöße .....	19
Tabelle 2-5:	Ergebnisse der Zugversuche für FSW AA2024-T3 Stumpfstöße .....	20
Tabelle 2-6:	Zugfestigkeit von FSW AA2024-T3 Verbindungen.....	24
Tabelle 2-7:	Zugfestigkeit von FSW AA5028-H116 Verbindungen .....	24
Tabelle 2-8:	Nd:YAG Laserparameter zur Oberflächenbehandlung von AA2024-T3 Grundmaterial .....	26
Tabelle 2-9:	Einfluss von Laserbehandlung auf die Korrosionsbeständigkeit von FSW AA2024-T3 nach 100 h Wechselltauchtest .....	28
Tabelle 2-10:	FSW-Parameter für das Reibrührschweißen gemischter Verbindungen aus AA2198-T8/AA5028-H116 .....	33
Tabelle 2-11:	Zugfestigkeit von ungleichartige FSWAA2198/AA5028 Stumpfstöße .....	37
Tabelle 2-12:	Ergebnisse der interkristallinen Korrosionstests der FSW AA2198/AA5028 Verbindung (Schulterseite) .....	38
Tabelle 2-13:	Ergebnisse von der interkristallinen Korrosionstest der FSW AA2198/AA5028 Verbindung (Wurzelseite) .....	39
Tabelle 2-14:	Anschwingen einer CT-125 Probe aus FSW AA2198/AA5028 .....	45
Tabelle 2-15:	Zahlenmäßiger Nachweis .....	112

---

## Literaturverzeichnis

- [1] U. Alfaro Mercado, Dissertation: Microstructure, mechanical behavior and corrosion properties of friction stir welded aluminum alloys used in the aerospace industry, 2011.
- [2] P.-. Chong, Z. Liu, S. P. und G. Thompson, „Large area laser surface treatment of aluminium alloys for pitting corrosion protection,“ *Applied Surface Science*, Nr. 208-209, pp. 399-404, 2003.
- [3] C. Padovani, A. J. Davenport, B. J. Connolly, S. W. Williams, E. Siggs, A. Groso und M. Stampanoni, „Corrosion protection of AA7449-T7951 friction stir welds by laser surface melting with an Excimer laser,“ *Corrosion Science*, Bd. 12, Nr. 53, pp. 3956-3969, 2011.
- [4] J. E. Hatch, Aluminum: Properties and physical metallurgy, ASM International, 1984.
- [5] R. Braun, „Investigation of the SCC behaviour of alloy 2024 using the slow strian rate technique,“ *Materials and Corrosion*, Bd. 3, Nr. 44, pp. 73-82, 1993.
- [6] U. Alfaro Mercado, M. Besel, C. Dresbach, U. Dreßler, F. Landgraf, S. Reh und J. Schwinn, Schlussbericht: MTEXT, Köln, 2015.
- [7] G. Argade, N. Kumar und R. Mishra, „Stress corrosion cracking susceptibility of ultrafine grained Al–Mg–Sc alloy,“ *Materials Science and Engineering: A*, Nr. 565, pp. 80-89, 2013.
- [8] Aleris Rolled Products Germany GmbH, „Aerospace Aluminum AA5028 AlMgSc,“ 2015.
- [9] Department of Defense, MIL-HDBK-5J - Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures, 2003.
- [10] E. Haibach, Betriebsfestigkeit, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005.
- [11] H. A. Richard und M. Sander, Ermüdungsrisse, Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2012.
- [12] C. Dalle Donne, Übertragbarkeit von Risswiderstandskurven von Standardproben auf biaxial belastete, bauteilähnliche Kreuzproben, Düsseldorf: VDI Verlag, 1997.
- [13] C. Dalle Donne, K.-H. Trautmann und H. Amstutz, „Cruciform Specimens for In-Plane Biaxial Fracture, Deformation and Fatigue Testing,“ *Multiaxial Fatigue and Deformation: Testing and Prediction ASTM*, Bd. STP 1387, Nr. 405-422, 2000.
- [14] M. Kuna, Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen, Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2008.
- [15] M. Stern, E. B. Becker and R. S. Duham, "A contour integral computation of mixed-mode stress intensity factors," *International Journal of Fracture*, vol. 12, no. 3, pp. 359-368, 1976.
- [16] J. F. Yau, S. S. Wang and H. T. Corten, "A Mixed-Mode Crack Analysis of Isotropic Solids Using Conservation Laws of Elasticity," *Journal of Applied Mechanics*, no. 47, pp. 335-341, 1980.
- [17] J. Schijve, Fatigue of Structures and Materials, Delft: Springer Science+Business Media, B.V., 2009.

- [18] E. Breitbarth, M. Besel und S. Reh, „Biaxial testing of cruciform specimens representing characteristics of a metallic airplane fuselage section,” *International Journal of Fatigue*, Nr. 108, pp. 116-126, 2018.
- [19] D. Gross und T. Seelig, *Bruchmechanik*, Berlin Heidelberg: Springer, 2011.
- [20] X. Huang und T. Moan, „Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate,” *International Journal of Fatigue*, Nr. 29, p. 591–602, 2007.
- [21] G. Bussu und P. Irving, „The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints,” *International Journal of Fatigue*, Nr. 25, p. 77–88, 2003.
- [22] A. F. Liu, J. E. Allison, D. F. Dittmer und J. R. Yamane, „Effect of Biaxial Stresses on Crack Growth,” *STP677 - Fracture Mechanics: Proceedings of the Eleventh National Symposium on Fracture Mechanics: Part I*, pp. 5-22, 1979.
- [23] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*, Meckenheim: Springer, 2007.
- [24] J. Schwinn, M. Besel und U. Alfaro Mercado, „Experimental determination of accurate fatigue crack growth data in Tailored Welded Blanks,” *Engineering Fracture Mechanics*, Nr. 163, p. 141–159, 2016.
- [25] B. E. Amstutz, M. A. Sutton, D. S. Dawicke und M. L. Boone, „Effects of Mixed Mode I/II Loading and Grain Orientation on Crack Initiation and Stable Tearing in 2024-T3 Aluminum,” *Fatigue and fracture mechanics*, Bd. 1296, Nr. 27, pp. 105-125, 1997.
- [26] L. Llopart, B. Kurz, C. Wellhausen, M. Anglada, K. Drechsler und K. Wolf, „Investigation of fatigue crack growth and crack turning on integral stiffened structures under mode I loading,” *Engineering Fracture Mechanics*, Nr. 73, pp. 2139-2152, 2006.
- [27] R. Pettit, J. C. Newmann und M. S. Domack, „Crack turning damage tolerance approach for integrally stiffened structure,” in *19th ICAF symposium*, Edinburgh, 1997.
- [28] H. A. Richard, F. G. Buchholz, G. Kullmer und M. Schöllmann, „2D- and 3D-Mixed Mode Fracture Criteria,” *Engineering Materials*, Nr. 251, pp. 251-260, 2003.
- [29] K. Benrahou, M. Benguediab, M. Belhouari, M. Nait-Abdelaziz und A. Imad, „Estimation of the plastic zone by finite element method under mixed mode (I and II) loading,” *Computational Materials Science*, Nr. 38, p. 595–601, 2007.
- [30] H. Richard and K. Benitz, "A Loading Device for the Creation of Mixed-Mode in Fracture Mechanics," *International Journal of Fracture*, no. 22, pp. 55-58, 1983.
- [31] B. Wasiluk und K. Golos, „Prediction of crack growth direction under plane stress for mixed-mode I and II loading,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Nr. 23, p. 381–386, 2000.
- [32] B. Wasiluk und T. Hoshide, „The fracture process in elastic-plastic materials under biaxial cyclic loading,” *International Journal of Fatigue*, Nr. 25, p. 221–229, 2003.
- [33] E. Breitbarth and M. Besel, "Energy based analysis of crack tip plastic zone of AA2024-T3

under cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 100, no. 1, pp. 263-273, 2017.

[34] M. Besel and E. Breitbarth, "Advanced analysis of crack tip plastic zone under cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 93, no. 1, p. 92–108, 2016.

[35] E. Breitbarth, S. Zaefferer, F. Archie, M. Besel, D. Raabe und G. Requena, „Evolution of dislocation patterns inside the plastic zone introduced by fatigue in an aged aluminium alloy AA2024-T3," *Materials Science & Engineering A*, Nr. 718, pp. 345-349, 2018.