

# Schlussbericht

---

zu IGF-Vorhaben Nr. 19396 N

Thema

Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächentopographie und Korrosion auf die Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter Stahl/Aluminium-Hybridbleche

Berichtszeitraum

01.03.2017 - 30.11.2019

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Forschungseinrichtung(en)

Universität Kassel, Fachgebiet für Trennende und Fügende Fertigungsverfahren (tff)

Technische Universität Dortmund, Fachgebiet Werkstoffprüftechnik (WPT)

Kassel, 29.04.2020

Schumacher, Eugen (tff)

*E. Schumacher*

Dortmund, 29.04.2020

Mrzljak, Selim (WPT)

*S. Mrzljak*

---

Ort, Datum

---

Name und Unterschrift aller Projektleiterinnen und Projektleiter der Forschungseinrichtung(en)

Gefördert durch:



Bundesministerium  
für Wirtschaft  
und Energie

## Durchführende Forschungseinrichtungen

### Forschungseinrichtung 1:

Universität Kassel  
Institut für Produktionstechnik und Logistik  
Fachgebiet für Trennende und Fügende Fertigungsverfahren (tff)  
Kurt-Wolters-Straße 3  
DE-34125 Kassel

Leiter der Forschungseinrichtung:

Prof. Dr.-Ing. Prof. h.c. Stefan Böhm

Telefon:

+49 (0) 561 804-3141

E-Mail:

[s.boehm@uni-kassel.de](mailto:s.boehm@uni-kassel.de)

Projektleiter

Eugen Schumacher, M.Sc, IWE

Telefon:

+49 (0) 561 804-3916

E-Mail:

[e.schumacher@uni-kassel.de](mailto:e.schumacher@uni-kassel.de)

### Forschungseinrichtung 2:

Technische Universität Dortmund  
Fakultät Maschinenbau  
Fachgebiet Werkstoffprüftechnik (WPT)  
Baroper Str. 303  
DE-44227 Dortmund

Leiter der Forschungseinrichtung:

Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Walther

Telefon:

+49 (0) 231 755-8028

E-Mail:

[frank.walther@tu-dortmund.de](mailto:frank.walther@tu-dortmund.de)

Projektleiter

Selim Mrzljak, M.Sc,

Telefon:

+49 (0) 231 755-8494

E-Mail:

[selim.mrzljak@tu-dortmund.de](mailto:selim.mrzljak@tu-dortmund.de)

## **Förderhinweis und Danksagung**

Das IGF-Vorhaben „Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächentopographie und Korrosion auf die Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter Stahl/Aluminium-Hybridbleche“, IGF-Nr.: 19396 N / DVS-Nr.: 05.065 / FOSTA Nr.: P 1257, der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS, Aachener Str. 172, 40223 Düsseldorf sowie der projektbegleitenden Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. (FOSTA), Sohnstraße 65, 40237 Düsseldorf wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundes gefördert.

Wir danken für die Finanzierung und Projektbetreuung sowie den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die technische Unterstützung, die Bereitstellung von Untersuchungsmaterialien, die intensiven Diskussionen, die wertvollen fachlichen Hinweise und die konstruktiven Ergänzungen.

**Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt bei den Autoren.**

## **Angaben zu den aus der Zuwendung finanzierten Ausgaben**

### **Forschungseinrichtung 1 (tff)**

#### **Begründung der Notwendigkeit der beantragten Mittel (FE 1)**

##### Personalausgaben A1 – Personal mit abgeschlossener wissenschaftlicher Ausbildung

Der wissenschaftliche Mitarbeiter (m/w/d) war während der Projektlaufzeit für die Durchführung des Projektes sowie Koordination der damit verbundenen Teilbereiche zuständig. Hierfür war ein Ingenieur (m/w/d) mit Master-Abschluss oder vergleichbar erforderlich, der über wissenschaftliche Erfahrungen im Bereich der Schweißtechnik sowie der statistischen Versuchsplanung, -durchführung und -auswertung verfügt. Insbesondere war ein fundiertes Prozessverständnis zum Magnetimpulsschweißen sowie Erfahrungen beim Magnetimpulsschweißen von artfremden Werkstoffkombinationen aus Aluminium- und Stahllegierungen erforderlich. Ein vertieftes Werkstoffwissen war für eine fundierte Analyse der auftretenden Effekte erforderlich. Die Koordination des Projekts beinhaltete die Planung des zeitlichen Ablaufs der Arbeitspakete in Bezug auf Material- und Personaleinsatz (A1/Personal mit abgeschlossener wissenschaftlicher Ausbildung), die Organisation der Schweiß- und Prüfabläufe, die Bereitstellung der dafür benötigten Materialien, Schweiß-, Prüfvorrichtungen sowie die Durchführung der Versuche. Die Versuchsergebnisse arbeitete er auf und leitete das weitere wissenschaftliche Vorgehen in Abstimmung mit der FE 2 ab. Im Rahmen des Ergebnistransfers in die Wirtschaft präsentierte er Forschungsergebnisse auf nationalen Tagungen, Ausschüssen und knüpfte Kontakte zu am Forschungsprojekt interessierten Industrievertretern. Des Weiteren organisierte er Projekttreffen, führte diese durch und hielt laufenden Kontakt zu den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses im Rahmen des Wissenstransfers. Ferner fielen die Dokumentation sowie Erstellung des Abschlussberichts in seinen Aufgabenbereich.

##### Personalausgaben A2 – Personal mit staatlichem Abschluss

Es wurden kein Personal mit staatlichem Abschluss (A2) beantragt.

##### Personalausgaben A3 – Studentische Hilfskräfte

Die studentische Hilfskraft (m/w) unterstützte den wissenschaftlichen Mitarbeiter bei der Durchführung der Versuche. Er präparierte unter Anleitung die Proben für die Schweißversuche, mechanische und metallographische Prüfung, prüfte diese und bereitete die Auswertungen vor. Hierfür war ein Student eines technischen Studiengangs im fortgeschrittenen Semester erforderlich.

#### **Verwendung der Zuwendungen (FE 1)**

##### Arbeitspaket 1

In Arbeitspaket 1 wurden in Zusammenarbeit mit der FE 2 und dem projektbegleitenden Ausschuss die Rahmenbedingungen (u. a. die Materialauswahl, Werkstoffkombinationen, Schweiß-

geometrie) für das Forschungsvorhaben festgelegt. Des Weiteren wurde der Schweißversuchsaufbau unter Berücksichtigung Schweißanlagenlimitierungen (maximal applizierbare Stromstärke) aufgestellt.

Für die Bearbeitung von Arbeitspaket 1 wurde **1 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 2

In Arbeitspaket 2 wurden für die in AP1 festgelegte Werkstoffkombination unter Verwendung verschiedener Schweißgeometrien die Schweißprozessfenster (quasistatische Festigkeit in Abhängigkeit der applizierten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes) ermittelt und Korrelationen hinsichtlich der Schweißnahtausprägung bzw. -geometrie abgeleitet.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 2 wurden insgesamt **5,5 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 3

In Arbeitspaket 3 wurden die in AP1 festgelegten Werkstoffkombination untersucht, wobei die Oberflächentopographie der Fügepartnermaterialien vor dem Schweißvorgang gezielt eingestellt wurde (Laserablation/Laserstrukturierung), um den Einfluss der Oberflächenvorbehandlungen auf die quasistatische Festigkeit (Schweißprozessfenster) zu charakterisieren und die vielversprechendsten Oberflächentopographien für die instrumentierten Schwingversuche zu ermitteln.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 3 wurden insgesamt **3,5 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 4

In Arbeitspaket 4 wurden die in AP1 festgelegten Werkstoffkombinationen unter Verwendung verschiedener Schweißgeometrien realisiert und einem Salzsprühnebeltest mit definierte Auslagerungsdauern unterzogen, um den Korrosionseinfluss auf die quasistatische Schweißnahtfestigkeit zu erfassen und geeignete Korrosionsschutzmaßnahmen abzuleiten. Neben der Untersuchung einer kathodischen Tauchlackierung als Korrosionsschutzmaßnahme wurde darüber hinaus auch der Einfluss einer direkten Exposition der Schweißnaht zum Korrosionsmedium untersucht. Hierfür wurden die verschweißten Proben mittels Wasserstrahl zugeschnitten und deren quasistatischen Festigkeit nach definierten Expositionsdauern in der Salzsprühnebelkammer bestimmt.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 4 wurden insgesamt **6 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 5

In Arbeitspaket 5 wurden die Zusammenhänge zwischen Schweißnahtausprägung und Ermüdungseigenschaften auf Basis mechanischer und metallographischer Charakterisierung aufgestellt. Auf Licht- und Rasterelektronenmikroskopie sowie energiedispersive Röntgenspektroskopie wurde ebenfalls zurückgegriffen.

### Arbeitspaket 6

In Arbeitspaket 6 wurde eine stetige Optimierung des Schwingfestigkeitsverhaltens sowie des Schwingversuchsaufbaus und der verwendeten Parameter verfolgt, sowie die Validierung der kurzzeitbasierten Prüfmethode mithilfe der Aufstellung teilfaktorieller Wöhlerkurven durchgeführt.

Die Bearbeitung des Arbeitspakets 6 erfolgte projektbegleitend, weshalb keine Anzahl von PM explizit angegeben werden kann., sie sind in den anderen Arbeitspaketen enthalten. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

### Arbeitspaket 7

In Arbeitspaket 7 wurde die Dokumentation der Ergebnisse/Erkenntnisse sowie die Publikation und Weitergabe derer an die Mitglieder des projektbegleitenden Ausschusses durchgeführt. Zudem war ebenfalls das Erstellen der Zwischenberichte und des Abschlussberichts Teil dieses Arbeitspakets.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 7 wurden insgesamt **2 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

### **Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit (FE 1)**

Zur Bearbeitung des Projektes wurden von der Forschungseinrichtung 1 (tff) **18,00 PM** wissenschaftlich-technisches Personal (A1) eingesetzt. Die Arbeiten wurden gemäß dem Forschungsantrag durchgeführt. Die für das Forschungsprojekt geleisteten Arbeiten waren angemessen und zur Erreichung des Forschungszieles notwendig.

Es wurden keine Geräte beschafft und keine kostenpflichtigen Leistungen Dritter herangezogen.

## **Forschungseinrichtung 2 (WPT)**

### **Begründung der Notwendigkeit der beantragten Mittel (FE 2)**

#### Personalausgaben A1 – Personal mit abgeschlossener wissenschaftlicher Ausbildung

Der wissenschaftliche Mitarbeiter (m/w/d) war während der Projektlaufzeit für die Durchführung des Projekts sowie Koordination aller damit verbundenen Teilbereiche zuständig. Hierfür war ein Ingenieur (m/w/d) mit Master-Abschluss und Erfahrung im Bereich der Schwingprüftechnik sowie der Verbundwerkstoffe nötig. Die Koordination des Projekts beinhaltete die Planung des zeitlichen Ablaufs der Arbeitspakete in Bezug auf Material- und Personaleinsatz (A1/Personal mit abgeschlossener wissenschaftlicher Ausbildung), die Organisation von Prüfabläufen, die Bereitstellung der dafür benötigten Materialien, Prüfvorrichtungen sowie die Durchführung der Versuche. Die Versuchsergebnisse arbeitete er auf und leitete das weitere wissenschaftliche Vorgehen in Abstimmung mit der FE 1 ab. Im Rahmen des Ergebnistransfers in die Wirtschaft präsentierte er Forschungsergebnisse auf nationalen Tagungen, Ausschüssen und knüpfte Kontakte zu am Forschungsprojekt interessierten Industrievertretern. Des Weiteren organisierte er Projekttreffen,

fürte diese durch und hielt laufenden Kontakt zu den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses im Rahmen des Wissenstransfers. Ferner fielen die Dokumentation sowie Erstellung des Abschlussberichts in seinen Aufgabenbereich.

#### Personalausgaben A2 – Personal mit staatlichem Abschluss

Es wurden kein Personal mit staatlichem Abschluss (A2) beantragt.

#### Personalausgaben A3 – Studentische Hilfskräfte

Die studentische Hilfskraft (m/w) unterstützte den wissenschaftlichen Mitarbeiter bei der Durchführung der Versuche. Er präparierte unter Anleitung die Proben für die Schwingprüfung vor, prüfte diese und bereitete die Auswertungen vor. Hierfür war ein Student eines technischen Studiengangs im fortgeschrittenen Semester erforderlich.

### **Verwendung der Zuwendungen (FE 2)**

#### Arbeitspaket 1

In Arbeitspaket 1 wurden in Zusammenarbeit mit der FE 1 und dem projektbegleitenden Ausschuss die Rahmenbedingungen (u. a. die Materialauswahl) für das Forschungsvorhaben festgelegt. Des Weiteren wurde der Versuchsaufbau mit geeigneter Sensorik aufgestellt.

Für die Bearbeitung von Arbeitspaket 1 wurde **1 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 2

In Arbeitspaket 2 wurden für die in AP1 festgelegten Werkstoffkombinationen und Schweißgeometrien unter Berücksichtigung einer kurzzeitbasierten Prüfmethodik messtechnisch instrumentierte Schwingversuche zur Ermittlung des Nahteinflusses auf die Ermüdungseigenschaften durchgeführt und Erkenntnisse abgeleitet. Zusätzlich wurden zu ihrer Validierung derer teilfaktorielle Wöhler-Kurven aufgestellt, um die Erkenntnisse zu vertiefen.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 2 wurden insgesamt **8,5 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 3

In Arbeitspaket 3 wurden für die in AP1 festgelegten Werkstoffkombinationen und von der FE 1 ermittelten optimalen Fügepartneroberflächentopographie zyklisch geprüft. Unter Berücksichtigung einer kurzzeitbasierten Prüfmethodik wurde der Einfluss der Oberflächentopographie auf die Ermüdungseigenschaften mittels messtechnisch instrumentierter Schwingversuche ermittelt und Erkenntnisse abgeleitet.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 3 wurden insgesamt **4,5 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 4

In Arbeitspaket 4 wurden für die in AP1 festgelegten Werkstoffkombinationen und Schweißgeometrien nach definierten Salzsprühnebel-Auslagerungsdauern unter Berücksichtigung einer kurzzeitbasierten Prüfmethodik messtechnisch instrumentierte Schwingversuche zur Ermittlung des Korrosionseinflusses auf die Ermüdungseigenschaften durchgeführt und Erkenntnisse abgeleitet. Zusätzlich wurde die Anwendung einer kathodischen Tauchlackierung auf ihre Korrosionsschutzwirkung untersucht.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 4 wurden insgesamt **7 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 5

In Arbeitspaket 5 wurden die Zusammenhänge zwischen Schweißnahtausprägung und Ermüdungseigenschaften auf Basis mechanischer und metallographischer Charakterisierung aufgestellt. Auf Licht- und Rasterelektronenmikroskopie sowie energiedispersive Röntgenspektroskopie wurde ebenfalls zurückgegriffen.

Die Bearbeitung des Arbeitspakets 5 erfolgte projektbegleitend, weshalb keine Anzahl von PM angegeben werden kann. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 6

In Arbeitspaket 6 wurde eine stetige Optimierung des Schwingfestigkeitsverhaltens sowie der Schwingversuchsaufbaus und der verwendeten Parameter verfolgt, sowie die Validierung der kurzzeitbasierten Prüfmethodik mithilfe der Aufstellung teilfaktorieller Wöhlerkurven durchgeführt.

Die Bearbeitung des Arbeitspakets 6 erfolgte projektbegleitend, weshalb keine Anzahl von PM angegeben werden kann. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### Arbeitspaket 7

In Arbeitspaket 7 wurde die Dokumentation der Ergebnisse/Erkenntnisse sowie die Publikation und Weitergabe dieser an die Mitglieder des projektbegleitenden Ausschusses durchgeführt. Zudem war ebenfalls das Erstellen der Zwischenberichte und des Abschlussberichts Teil dieses Arbeitspakets.

Für die Bearbeitung des Arbeitspakets 7 wurden insgesamt **2 PM** an wissenschaftlich-technischem Personal benötigt. Die Ziele des Arbeitspakets konnten erreicht werden.

#### **Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit (FE 2)**

Zur Bearbeitung des Projektes wurden von der Forschungseinrichtung 2 (WPT) **23,00 PM** wissenschaftlich-technisches Personal (A1) eingesetzt. Die Arbeiten wurden gemäß dem Forschungsantrag durchgeführt. Die für das Forschungsprojekt geleisteten Arbeiten waren angemessen und zur Erreichung des Forschungszieles notwendig.

Es wurden keine Geräte beschafft und keine kostenpflichtigen Leistungen Dritter herangezogen.



## **Angaben über gewerbliche Schutzrechte**

Es wurden im Rahmen des vorliegenden Projektes keine gewerblichen Schutzrechte erworben.  
Eine Anmeldung eines gewerblichen Schutzrechtes ist nicht beabsichtigt.

## Kurzzusammenfassung

Im Rahmen des Forschungsvorhabens „Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächentopographie und Korrosion auf die Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter Stahl/Aluminium-Hybridbleche (SchwingStAl-K.O.)“ wurden die Ermüdungseigenschaften von magnetpulsgeschweißten Hybridblechen erstmals weitreichend untersucht und charakterisiert. Um zu überprüfen, inwiefern die Güte der Schweißverbindung magnetpulsgeschweißter Hybridbleche und damit einhergehend die mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden, wurden neben unterschiedlichen Kombinationen aus Stahl- und Aluminiumlegierungen auch Variationen an Prozessparametern, sowie unterschiedliche Oberflächentopographien der Bleche untersucht. Um die industriellen Anwendungsbereiche groß zu halten, wurde zudem das Korrosionsverhalten untersucht. Damit eine Charakterisierung der Schwingfestigkeit für eine solche Vielzahl an verschiedenen Einflussfaktoren zeiteffizient und wirtschaftlich möglich ist, wurde ein adäquater Versuchsaufbau ermittelt und genutzt, welcher die Nutzung einer zeit- und kosteneffizienten Versuchsmethodik ermöglicht. Die Versuchsmethodik beinhaltet dabei die kombinierte Nutzung von zyklischen Laststeigerungs- und Einstufenversuchen um eine Abschätzung der Ermüdungseigenschaften im Kurzzeit- (Low-) und Zeitfestigkeitsbereich (High-Cycle-Fatigue) vornehmen zu können. Unter messtechnisch instrumentierter Schwingprüfung konnten einflussfaktorabhängig Abschätzungen der Ermüdungsfestigkeit erzielt werden. Validierungen der in diesem Forschungsvorhaben ermittelten Abschätzungsergebnisse zeigten, dass mit Hilfe der Kurzzeit-Versuchsmethodik gute Übereinstimmungen der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten zum konventionellen Verfahren, der Aufstellung von Wöhler-Kurven, vorliegen. Begleitend konnte durch fraktographische Aufnahmen der Schweißnähte, anhand von Schweißnaht-Querschliffen und -Bruchflächen, auf die Güte der Schweißnähte mit Bezug auf die Einflussfaktoren geschlossen werden.

Für die untersuchten Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14/S235JR, EN AW-6016-T6/DP800, EN AW-5754-H22/DP800 und EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB konnten interessante Zusammenhänge zwischen Ermüdungsfestigkeiten und den untersuchten Einflussfaktoren festgestellt werden. Bspw. zeigte sich bei den Untersuchungen zum Prozessparametereinfluss, dass bei der weicheren Aluminiumlegierungen EN AW-1050A-H14 mit Anstieg des Entladestroms besser ausgeprägte Schweißnähte und i.A. höhere Ermüdungsfestigkeiten vorliegen, während bei den härteren Aluminiumlegierungen EN AW-6016-T6 und EN AW-5754-H22 aus zu hohen Strömen, trotz ähnlicher Schweißnahtausprägung, Reduktionen der Ermüdungsfestigkeiten resultierten. Ebenfalls konnte erkannt werden, dass durch hohe Ströme und Beschleunigungsabstände während des Schweißprozesses große Flyerdeformationen entstehen, welche im Zeitfestigkeitsbereich ein Versagen des schwächeren Fügepartners statt der Schweißnaht hervorrufen. Die Untersuchungen zur Oberflächentopographie zeigten u. a., dass bei EN AW-1050A-H14/S235JR insbesondere durch Laserstrukturierung des S235JR enorme Steigerungen bei der Ermüdungsfestigkeit (bis zu 60 %) erzielt werden können. Anhand der Korrosionsuntersuchungen durch Auslagerung in Salzsprühnebel zeigte sich, dass bei Kombinationen unterschiedlich edler Metalle ohne kathodische Tauchlackierung der gesamten Hybrid-Verbindung bzw. Verzinkung des Stahl-Fügepartners galvanische Korrosion, und durch das spaltgebende Schweißverfahren zudem Spaltkorrosion eintreten, welche zu festigkeitsreduzierendem Korrosionsfraß der Fügepartner selbst führen, nicht jedoch der Schweißnaht. Die Anwendung einer kathodischen Tauchlackierung zeigte, auch bei an die Schwingbeanspruchung nachgelagerter Salzsprühnebel-Auslagerung, einen ausreichenden Korrosionsschutz ohne Anzeichen von Korrosionsspuren an der

Schweißnaht. Ähnlich verhält es sich mit einer Verzinkung des stählernen Fügepartners, sodass die Verzinkung wie eine Opferanode wirkt und dadurch die Korrosion der Fügepartner selbst minimiert und verlangsamt wird.

Für zukünftige Arbeiten an dieser Thematik ist bspw. die Anwendung höherfester Stahl und Aluminiumlegierungen sowie nichtrostender Stähle ein wichtiger Aspekt, um weitere, industriell eingesetzte Metalle beim Einsatz des Magnetpulsschweißens zu untersuchen und die Informationslage über die Anwendbarkeit des Verfahrens auszuweiten. Ebenso ist im Hinblick auf die wachsende Elektromobilität eine magnetpulsschweißgepulste Verbindung von Aluminium und Kupfer ein interessanter und vielversprechender Aspekt, um die Kupferkosten partiell durch Materialsubstitution und indirekt durch die kurzen Zykluszeiten bei der Verbindung zu senken.

**Das Ziel des Forschungsvorhabens wurde erreicht.**

## Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung .....	22
2. Stand der Technik und Forschung.....	24
2.1. Grundlagen des Magnetimpulsschweißen.....	24
2.1.1. Verbindungsbildung und Schweißprozessfenster .....	26
2.1.2. Schweißnaht- und Interfacecharakteristiken.....	27
2.2. Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhaltens von Werkstoffen und -verbindungen.....	29
3. Vorarbeiten im Rahmen der Antragsstellung .....	31
4. Zielsetzung, Arbeitshypothesen und Lösungsweg.....	36
4.1. Zielsetzung.....	36
4.2. Arbeitshypothesen .....	36
4.3. Lösungsweg.....	38
5. Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung.....	42
5.1. Probenherstellung und Probenpräparation .....	42
5.1.1. Werkstoffkombinationen.....	42
5.1.2. Magnetimpulsschweißen.....	44
5.1.3. Schweißgeometrien .....	46
5.1.4. Einstellung der Oberflächentopographien.....	47
5.1.5. Korrosionsauslagerung und direkte Schweißnahtexposition.....	49
5.2. Prüf- und Analysemethoden.....	50
5.2.1. Quasistatische und dynamische Untersuchungen.....	50
5.2.2. Schwingfestigkeitsuntersuchungen .....	51
5.2.3. Lichtmikroskopie .....	54
5.2.4. Rasterelektronenmikroskopie.....	56
6. Versuchsergebnisse.....	58
6.1. Schweißparameter- und Materialeinfluss.....	58
6.1.1. Quasistatische Belastbarkeit .....	59
6.1.2. Zyklische Belastbarkeit.....	64
6.2. Schweißgeometrieeinfluss.....	77
6.2.1. Quasistatische Belastbarkeit .....	78
6.2.2. Zyklische Belastbarkeit.....	81
6.3. Oberflächentopographieeeinfluss.....	85
6.3.1. Quasistatische Belastbarkeit .....	86

6.3.2. Zyklische Belastbarkeit.....	87
6.4. Korrosionseinfluss.....	90
6.4.1. Quasistatische Belastbarkeit .....	91
6.4.2. Zyklische Belastbarkeit.....	95
6.5. Hochgeschwindigkeitszugprüfung .....	105
7. Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages .....	108
8. Veröffentlichungen und Ergebnistransfer in die Wirtschaft.....	110
8.1. Bisherige Veröffentlichungen.....	110
8.2. Geplante Veröffentlichungen .....	110
8.3. Tabellarische Auflistung der Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit.....	111
8.4. Tabellarische Auflistung der geplanten Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit ... .....	112
8.5. Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts .....	113
9. Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen .....	114
10. Literaturverzeichnis .....	116

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Parameterbereiche verschiedener Schweißverfahren in Abhängigkeit von Druck, Temperatur und Zeit [Lys12].....	24
Abbildung 2:	Ersatzschaltbild der Anlagentechnik [Bee05] .....	25
Abbildung 3:	a) Schematische Darstellung des MPS und b) Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des asymmetrischen Kollisionsvorganges [Sch19a].....	25
Abbildung 4:	a) Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Jets und b) Einfluss der maximalen Jetgeschwindigkeit auf die quasistatische Zugfestigkeit der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR [Sch19b] .....	26
Abbildung 5:	a) Simulation des asymmetrischen Kollisionsvorganges [Sch11] und b) Schweißnaht einer farbgeätzten Probe nach dem Scherzugversuch [Sch18a] ..	27
Abbildung 6:	Querschliffaufnahmen des Interface einer MPS Al-Al-Verbindung [Rao15].....	28
Abbildung 7:	Ausbildung intermetallischer Schichten [Fan16].....	29
Abbildung 8:	(a) Stufenförmiger und (b) kontinuierlicher Laststeigerungsversuch im Zugschwellbereich mit dargestellten Werkstoffreaktionen zur Bestimmung charakteristischer Ermüdungskennwerte .....	30
Abbildung 9:	a) Quasistatische Untersuchungsergebnisse magnetimpulsgeschweißter Mischverbindungen mit Bruchbild einer Werkstoffkombination aus EN AW-5754-H22 und HX420LAD+Z100. Versagen im Aluminiumwerkstoff, Festigkeit der Aluminiumlegierung mit $R_m = 246 \text{ N/mm}^2$ , rel. $\sigma$ von 1,0 bedeutet eine Verbindungsfestigkeit von $246 \text{ N/mm}^2$ ; b) Schälprüfung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 und DC04 ( $E = 17 \text{ kJ}$ , $s = 1,0 \text{ mm}$ ).....	31
Abbildung 10:	MPS mit a) Paralleler Schweißgeometrie (Standardausführung), b) einseitig einfach überhängender Schweißgeometrie und c) V-Nut Schweißgeometrie.....	32
Abbildung 11:	FRT-Aufnahmen der Vorarbeiten zur Oberflächenvorbehandlung .....	33
Abbildung 12:	Interfacemorphologie bei Vorarbeiten zur Oberflächenvorbehandlung .....	33
Abbildung 13:	a) Magnetimpulsgeschweißte Probe und b) Versuchsaufbau der instrumentierten Ermüdungsprüfung im Rahmen der Vorarbeiten.....	34
Abbildung 14:	a) Kontinuierlicher Laststeigerungsversuch für ein St/Al-Hybridblech (vorkorrodirt) und b) Bruchkraftamplituden aus kontinuierlichen Laststeigerungsversuchen .....	35
Abbildung 15:	Methodischer Ansatz und Zuständigkeiten der Forschungsstellen.....	38
Abbildung 16:	a) MPS-Versuchsanlage und b) Flachspule B80/10.....	44
Abbildung 17:	Ablauf der Versuchsdurchführung beim Magnetimpulsschweißungen mit optimiertem Niederhalterkonzept. ....	45
Abbildung 18:	Schematische Darstellung der a) parallelen Schweißgeometrie und b) einfach überhängenden Schweißgeometrie .....	46
Abbildung 19:	Schematische Darstellung a) zur Herstellung der V-Nut und b) der V-Nut Schweißgeometrie .....	46
Abbildung 20:	a) Lasersystem CleanLaser CL 50 und b) optisches Profilometer von FRT GmbH .....	47
Abbildung 21:	Mittels Laser eingestellte Oberflächentopographie: a) Laserablation und b) Laserstrukturierung.....	47

Abbildung 22: a) DP800-Blech unter dem FT-IR Mikroskop. b) Ergebnisse der FT-IR-Spektroskopie.....	48
Abbildung 23: MPS-Proben mit a) verzinkten/unverzinkten Blechen sowie b) mit kathodischer Tauchlackierung in der Salzsprühnebelkammer SC/KWT1000; c) MPS-Proben nach der kathodischen Tauchlackierung.....	49
Abbildung 24: a) Skizze zur wasserstrahlgeschnittenen MPS-Probe, b) MPS-Probe nach dem Wasserstrahlschnitt und c) zugeschnittene MPS-Proben in der Salzsprühnebelkammer SC/KWT1000.....	49
Abbildung 25: GFK-Ausgleichsplättchen in Anlehnung an DIN EN ISO 14324, dargestellt am Beispiel der parallelen Schweißgeometrie .....	50
Abbildung 26: Versuchsaufbau a) des quasistatischen Zugversuchs und b) des Hochgeschwindigkeitszugversuchs; c) MPS-Probe mit Speckle-Muster .....	51
Abbildung 27: a) Laststeigerungsversuchs- und b) Einstufenversuchsmethodik.....	51
Abbildung 28: Versuchsaufbau an der a) Schenk PC63M und b) Shimadzu EHF-EV50 mit applizierter Messtechnik .....	52
Abbildung 29: Digitale Bildkorrelations-Messung der auftretenden Dehnungen im Bereich des taktilen Extensometers .....	53
Abbildung 30: Graphisch dargestelltes, beispielhaftes Ergebnis eines Laststeigerungsversuchs unter Angabe der gemessenen Werkstoffreaktionsgrößen Dehnung und Wechselstrom-Spannungsänderung.....	54
Abbildung 31: a) Schweißnaht im Kollisionsbereich des abgescherten Targets nach erfolgter Aluminium-Farbätzung; b) Skizze der unter dem Lichtmikroskop DM2700 untersuchten Bereich; c) Querschliffaufnahme zur Interfaceausprägung .....	55
Abbildung 32: Querschliffaufnahmen einer KTL-Probe bei a) ausgewogener/angemessener Belichtung und b) starker Überbelichtung. ....	55
Abbildung 33: a) Skizze des untersuchten Längsschliffbereichs der wasserstrahlzugeschnittenen MPS-Proben; b)-c) Längsschliffaufnahmen des Zuschnitt 2.....	56
Abbildung 34: REM-Aufnahmen zur Untersuchung der Schweißnaht: a) Schweißnahtinterface der MPS-Probe; b) Schweißnahtbruchfläche auf dem Target nach Schwingversuch dargestellt durch BSE-Detektor- und überlagerter EDX-Aufnahme .....	56
Abbildung 35: a) Quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR und b) Versagen des schwächeren EN AW-1050A-H14 im quasistatischen Zugversuch bei 6.500 N. ....	60
Abbildung 36: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR.....	60
Abbildung 37: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Beschleunigungsabstände im Nahtbereich N1 .....	61
Abbildung 38: a) Quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 und EN AW-5754-H22 / DP800. Versagen im quasistatischen Zugversuch des b) EN AW-6016-T6 bei 13.900 N und c) des EN AW-5754-H22 bei 10.100 N. ....	62

Abbildung 39: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800.....	62
Abbildung 40: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-5754-H22 / DP800 .....	63
Abbildung 41: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Stromstärken im Nahtbereich N1 .....	63
Abbildung 42: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-5754-H22 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Stromstärken im Nahtbereich N1 .....	64
Abbildung 43: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Prozessparameter; b) Versagen im schwächeren Fügepartner durch Rissinitiation in biegebeanspruchtem Deformationsbereich.....	65
Abbildung 44: a) Abgeschätzte Ermüdungsfestigkeit auf Basis der Materialreaktion im Laststeigerungsversuch und b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Prozessparameter im Rahmen des Kurzzeitverfahrens.....	66
Abbildung 45: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (S235JR) zur b) Bestimmung der Aluminium-Bruchfläche .....	66
Abbildung 46: REM-Aufnahme des Interface der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR.....	67
Abbildung 47: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR im a) Nahtbereich N1 und b),c) Ergebnisse des Linienscan.....	67
Abbildung 48: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a).....	68
Abbildung 49: a) Messung der AC Spannungsänderung $\Delta U_{AC}$ mittels Wechselstrompotentialsonde zur Detektion von Werkstoffreaktionen an der Hybrid-Verbindung EN AW-1050A-H14/S235JR während Einstufenversuchen und b) gemessene Totale Mitteldehnung $\epsilon_{m,t}$ mittels Extensometer zum Vergleich der Werkstoffreaktionen und Korrelation zwischen $\Delta U_{AC}$ und $\epsilon_{m,t}$ .....	69
Abbildung 50: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch vor und nach Optimierung des Niederhalters für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-5754-H22/DP800 und verschiedene Prozessparameter .....	70
Abbildung 51: Ergebnisse der Einstufenversuche für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-5754-H22/DP800 und verschiedene Entladestromstärken im Rahmen des Kurzzeitverfahrens .....	71
Abbildung 52: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (DP800) zur b) Bestimmung der Gesamt- (blau) und tragenden Bruchfläche (grün) .....	71
Abbildung 53: a) REM-Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 .....	72
Abbildung 54: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 im a) Nahtbereich N1-N3 und b) Ergebnisse des Linienscan.....	72



Abbildung 55: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a) .....	73
Abbildung 56: a) Direkter Wöhler-Kurven-Vergleich der Kombinationen EN AW-6016-T6/DP800 (schwarz) und EN AW-1050A-H14/S235JR (grau) mit b) relativer Betrachtung zur jeweiligen Zugkraft und gleichzeitigen Darstellung der Ermüdungsfestigkeitssteigerung von EN AW-6016-T6/DP800 bei Annahme vollflächiger Bruchfläche bzw. rissfreien Initialzustand der Schweißnaht (blau)	74
Abbildung 57: Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB im direkten Vergleich zu a) EN AW-1050A-H14/S235JR und b) EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Entladestromstärke im Rahmen des Kurzzeitverfahrens.....	75
Abbildung 58: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (DP800-Z110MB) zur b) Bestimmung der gewerteten Gesamt- (rot) und Aluminium Bruchfläche .....	75
Abbildung 59: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a) .....	76
Abbildung 60: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz), überhängenden und V-Nut Schweißgeometrie .....	78
Abbildung 61: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz) und überhängenden Schweißgeometrie .....	79
Abbildung 62: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz) und V-Nut Schweißgeometrie .....	79
Abbildung 63: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz), überhängenden und V-Nut Schweißgeometrie .....	80
Abbildung 64: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz) und überhängenden Schweißgeometrie .....	80
Abbildung 65: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz) und V-Nut Schweißgeometrie.....	81
Abbildung 66: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Schweißgeometrien und -parameter; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Schweißgeometrien und -parameter im Rahmen des Kurzzeitverfahrens.....	82
Abbildung 67: Seitenansichten der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR bei a) paralleler und b) V-Nut Schweißgeometrie .....	82
Abbildung 68: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (S235JR) zur b) Bestimmung der Gesamt- und Aluminium-Bruchfläche.....	83

Abbildung 69: a) REM-Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR (V-Nut 6°), b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 und N2.....	83
Abbildung 70: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR (V-Nut 6°) im a) Nahtbereich N1 und N2 sowie b) Ergebnisse des Linienscan.....	84
Abbildung 71: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR (V-Nut 6° Schweißgeometrie) mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a) .....	85
Abbildung 72: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie und verschiedenen Oberflächentopographie-Kombinationen.....	86
Abbildung 73: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie und verschiedenen Oberflächentopographie-Kombinationen.....	87
Abbildung 74: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Oberflächentopographien; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/ S235JR und verschiedene Oberflächentopographien im Rahmen des Kurzzeitverfahrens ....	88
Abbildung 75: a) Bruchfläche auf dem laserstrukturierten Target (S235JR) mit deutlich erkennbarer Aluminium-Bruchfläche; Querschliff-Aufnahme der initial vorliegenden Schweißnaht zeigt gleichmäßige Schweißverbindung mit Verankerung zwischen Target und Flyer; b) Bruchfläche auf dem laserstrukturierten Flyer (AW1050) mit geringerer Aluminium-Bruchfläche; Querschliff-Aufnahme der initial vorliegenden Schweißnaht zeigt Vorkommen an kontinuierlichen Schmelzbädern .....	89
Abbildung 76: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Oberflächentopographien; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Oberflächentopographien im Rahmen des Kurzzeitverfahrens.....	89
Abbildung 77: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie.....	91
Abbildung 78: Korrosionszustände und Versagensbilder der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel und erfolgter Prüfung mittels quasistatischen Zugversuchen.....	91
Abbildung 79: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR nach definierter Auslagerungsdauer von 1008 h in Salzsprühnebel. b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3.....	92
Abbildung 80: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie.....	92
Abbildung 81: Korrosionszustände und Versagensbilder der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel und erfolgter Prüfung mittels quasistatischen Zugversuchen. ....	93

Abbildung 82: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der wasserstrahlzugeschnittenen Proben nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR, verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie ...	94
Abbildung 83: Längsschliffaufnahmen der zugeschnittenen Proben (Zuschnitt 2) nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR.....	94
Abbildung 84: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern im Rahmen des Kurzzeitverfahrens.....	95
Abbildung 85: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen.....	96
Abbildung 86: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern .....	96
Abbildung 87: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW 6016-T6/DP800 nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen .	97
Abbildung 88: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW 1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen.....	97
Abbildung 89: Versuchsaufbau zur potentiodynamischen Polarisationsmessung .....	98
Abbildung 90: Potentiodynamische Polarisationsmessungen: a) Potentialkurven der einzelnen Fügepartner und b) Potentialkurven der Fügepartner-Kombinationen.....	99
Abbildung 91: a) Übersicht zum Prüf- & Auslagerungsablauf und b) Kathodisch tauchlackierte MPS-Proben.....	101
Abbildung 92: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-1050A-H14/S235JR (parallele Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_o = 4 \text{ kN}$ ; $N = 10^4$ ) und b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenem 1008 h Salzsprühnebeltest .....	102
Abbildung 93: Querschliffaufnahmen der KTL-Proben der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR .....	103
Abbildung 94: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-1050A-H14/S235JR (6° V-Nut Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_o = 4 \text{ kN}$ ; $N = 10^4$ ) und b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenem 1008 h Salzsprühnebeltest .....	103
Abbildung 95: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-6016-T6/DP800 (6° V-Nut Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_o = 3,6 \text{ kN}$ ; $N = 10^4$ ) und	

b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenem 1008 h Salzsprühnebeltest .....	104
Abbildung 96: Querschliffaufnahmen der KTL-Proben der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 .....	105
Abbildung 97: Hochgeschwindigkeitszugfestigkeiten der Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14 / S235JR, EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB und EN AW-6016-T6 / DP800 .....	106
Abbildung 98: Versagensbilder nach dem Hochgeschwindigkeitszugversuch der Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14 / S235JR, EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB und EN AW-6016-T6 / DP800 .....	106

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Untersuchte Werkstoffkombinationen .....	42
Tabelle 2:	Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Aluminiumlegierungen .....	43
Tabelle 3:	Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Stahllegierungen.....	43
Tabelle 4:	Abmaße der verwendeten V-Nut Schweißgeometrien .....	47
Tabelle 5:	Kennwerte der mittels Laservorbehandlung eingestellten Oberflächentopographien und -strukturen der untersuchten Werkstoffe .....	48
Tabelle 6:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen (parallele Schweißgeometrie) .....	59
Tabelle 7:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung zur Ermittlung der Wöhler-Kurven (parallele Schweißgeometrie) .....	59
Tabelle 8:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen unter Verwendung der Schweißgeometrie „Überhängend“ (Einseitige Positionierung des GFK-Spacers und Variation des Überlapp a) .....	77
Tabelle 9:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen unter Verwendung der Schweißgeometrie „V-Nut“ (Variation des „Beschleunigungsabstandes“ über V-Nut-Geometrie des Flyers).....	77
Tabelle 10:	Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Schweißgeometrie zur Ermittlung der Wöhler-Kurven .....	78
Tabelle 11:	Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Oberflächentopographie-Kombinationen für die quasistatische Untersuchung.....	86
Tabelle 12:	Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Oberflächentopographie-Kombinationen für die kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung. ....	87
Tabelle 13:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern während des Salzsprühnebeltest .....	90
Tabelle 14:	Werkstoffkombination und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern der wasserstrahlzugesechnitten Proben während des Salzsprühnebeltest .....	93
Tabelle 15:	Ruhepotentiale, Korrosionsstromdichten und Korrosionsmassenverluste der untersuchten Fügepartner und -Kombinationen in $0,1 \text{ mol}^{-1} \text{ NaCl}$ -Lösung .....	100
Tabelle 16:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern der kathodisch tauchlackierten MPS-Proben während des Salzsprühnebeltest .....	100
Tabelle 17:	Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen für die Hochgeschwindigkeitszugprüfungen.....	105

## 1. Einleitung

Das Magnetimpulsschweißen (MPS) bietet die Möglichkeit, Stahl mit Aluminium linienförmig, verzugsarm, stoffschlüssig und ohne Gefügeveränderungen durch Temperatureinflüsse zu fügen. Hierbei entsteht nur eine extrem dünne intermetallische Phase, die sich durch eine optimale Prozessführung auf ein unkritisches Niveau reduzieren bzw. ein sprödes Versagen der Verbindungszone vermeiden lässt. Durch das Verfahren wird die Möglichkeit des metallischen Mischbaus erhöht. Es ermöglicht in einem Puls und mit einer geringen Taktzeit (Schweißzeit  $\ll 1$  s) große Schweißnahtlängen mit bis zu 2.000 mm Länge zu fertigen, wodurch das Verfahren eine hohe Produktivität im Kontext der Massenfertigung aufweist. Besonders im Bereich Karosseriefertigung sowie der E-Mobilität gewinnt das MPS vermehrt an Bedeutung und erfordert fundierte Kenntnisse bei Hybridverbindungen hinsichtlich zyklischer Eigenschaften, Ermüdungsverhalten sowie Alterungsbeständigkeit der erzeugten Schweißnähte. Weitere potentielle Anwendungsgebiete sind der Schiffsbau (z.B. direktes Fügen ohne Structural-Transition-Joints (STJ)), Elektrotechnik (z.B. Electrical-Transition-Joints (ETJ)) oder das Bauwesen (z.B. Klimatechnik).

Abhängig von den Anwendungsgebieten spielt die Nahtausprägung eine entscheidende Rolle. Gerade bei flachen Schweißungen (Blechbereich) und der unterschiedlichen Ausprägung der Nahtgeometrie existieren weder gesicherte noch veröffentlichte Erkenntnisse bezüglich der Schwingfestigkeit von MPS-geschweißten St/Al-Verbunden. Untersuchungen zu Einflüssen der Nahtausbildung sowie der Oberflächen der Fügepartner vor dem Fügen auf die Schwingfestigkeit liegen nicht vor. Hinsichtlich der Alterungsbeständigkeit ist der Einfluss der Korrosion auf die Schwingfestigkeit von MPS-Verbindungen ebenfalls unbekannt. Besonders bei magnetimpulsgeschweißten Stählen im verzinkten Zustand existieren nur rudimentäre Ergebnisse, inwieweit die als Korrosionsschutz aufgebrachte Zink-Eisen-Legierungsschicht zielführend ist und beispielsweise durch die extremen Kollisionsbedingungen nicht abgetragen wird. Eine Übertragung der Ergebnisse auf die Schwingfestigkeit sowie Untersuchungen anderer Korrosionsschutzmaßnahmen (z.B. kathodisches Tauchlackieren) fehlen gänzlich.

Um das MPS mit seinen vorteilhaften Eigenschaften nutzen zu können und die Umsetzung in der Industrie innerhalb von Unternehmen und in Produkten zu erhöhen, müssen die Schwingfestigkeit sowie beeinflussende Faktoren bekannt sein. Klassische Schwingfestigkeitsuntersuchungen (über Wöhlerkurven) sind aufgrund ihres hohen Zeit- und Ressourcenbedarfs für eine vollfaktorielle Charakterisierung ungeeignet. Eine umfängliche Bestimmung des Schweißparameter-, Schweißgeometrie-, Oberflächentopographie- sowie Korrosionseinflusses würde den Umfang eines 2-jährigen AiF-Projektes deutlich übersteigen. Des Weiteren beschränkt sich die konventionelle Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens anhand von Wöhlerkurven lediglich auf die Ermittlung der Lebensdauer. Informationen über Verformungsmechanismen, wie z.B. den Beginn erster irreversibler plastischer Verformung oder mikrostrukturelle Vorgänge in der MPS-Naht bei zyklischer Beanspruchung, die zum Prozessverständnis des MPS beitragen und die Basis für eine sichere Prozessauslegung darstellen, fehlen gänzlich. Daher wurde im Rahmen dieses Projektes die Methode des Laststeigerungsverfahrens (LSV), kombiniert mit Einstufenversuchen (ESV) zur effizienten Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhaltens, eingesetzt. Dafür wurde die Prüfmethodik, welche bereits erfolgreich von FST2 für artgleiche Fügeverbindungen eingesetzt wurde, auf Magnetimpulsschweißungen und artungleiche Fügeverbindungen adaptiert.

Aufgrund der Unzugänglichkeit der Fügestellen magnetimpulsgeschweißter (Hybrid-) Verbindungen, ist die Auswahl anwendbarer Sensorik zur indirekten Messung von Gefügeveränderungen durch physikalische Verfahren, wie z.B. elektrische Widerstandsmessung, begrenzt. Optische bzw. berührungslose Messsysteme, wie z.B. die digitale Bildkorrelation (DIC), sind zur mechanischen Charakterisierung der Fügestelle eher ungeeignet, da Aussagen über belastungsinduzierte mikrostrukturelle Veränderungen in der, optisch nicht ersichtlichen, MPS-Naht nicht aufgezeichnet werden können. Daher musste eine geeignete Kombination von Sensorik ermittelt werden, welche eine Charakterisierung der MPS Hybrid-Verbindung im Hinblick auf u. a. Versagensart und Ankündigung des Versagenseintritts ermöglicht. Ergänzend dazu besteht die Möglichkeit, das Prüfverfahren und die eingesetzte Sensorik als Basis für bspw. Lebensdauervorhersagen und Structural Health Monitoring zu nutzen und im Hinblick auf den Einsatz magnetimpulsgeschweißter Hybridverbindung mit messtechnisch unterstützter Absicherung gegen vorzeitiges Versagen weiterzuentwickeln.

## 2. Stand der Technik und Forschung

### 2.1. Grundlagen des Magnetimpulsschweißen

Das MPS gehört gemäß der DIN 1910-100 innerhalb der Metallschweißverfahren zu der übergeordneten Gruppe der Pressschweißverfahren, genauer gesagt den Schockschweißverfahren [Deu08]. Pressschweißverfahren zeichnen sich dadurch aus, dass die stoffschlüssige Verbindung der Werkstücke durch eine Kraft-/ Druckanwendung und nicht, wie bei Schmelzschweißverfahren, durch eine Wärmeanwendung und der damit einhergehenden Aufschmelzung der Werkstücke (örtlich begrenzter Schmelzfluss) realisiert wird. Mit dem Energieträger „Bewegung von Masse“ gehört das MPS neben dem artverwandten und oft zum Vergleich herangezogenen Explosionsschweißen (EXS) zu den Kollisionsschweißverfahren. Charakteristisch für solche Verfahren ist, dass die Krafteinwirkung auf die Werkstücke schlagartig erfolgt und diese so stark beschleunigt und kollidieren lässt, dass der an den Stoßflächen vorliegende Kollisionsdruck eine stoffschlüssige Verbindung ohne eine zusätzliche Wärmeerbringung von außen bzw. ohne das Vorhandensein einer ausgeprägten Wärmeeinflusszone ermöglicht (siehe Abbildung 1) [Mor13].

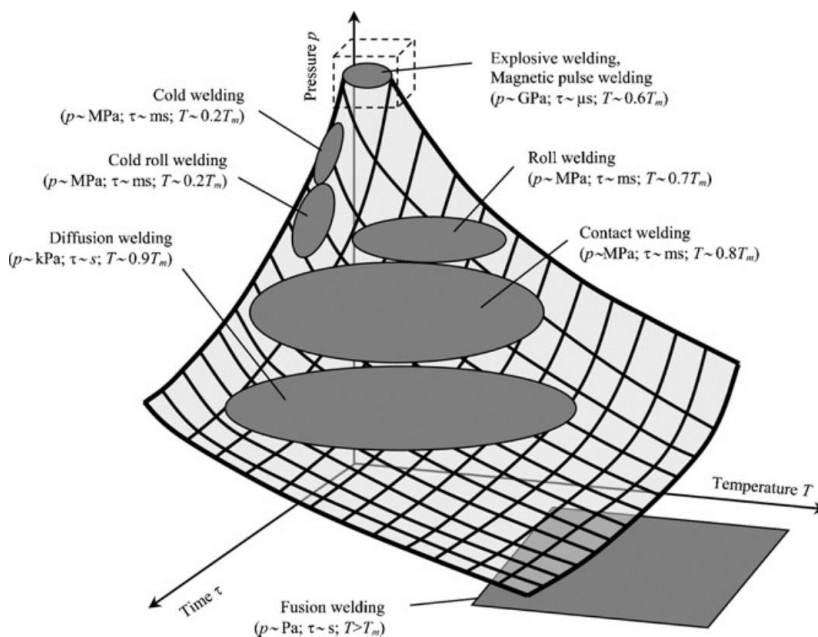


Abbildung 1: Parameterbereiche verschiedener Schweißverfahren in Abhängigkeit von Druck, Temperatur und Zeit [Lys12]

Kollisionsschweißverfahren sind für den metallischen Mischbau regelrecht prädestiniert, da schmelzschweißspezifische Nachteile (temperaturbedingte Gefügeveränderungen, spröde intermetallische Phasen, thermischer Verzug, etc.) vermieden bzw. durch eine optimale Prozessführung auf ein unkritisches Niveau reduziert werden können, so dass im Belastungsfall das Versagen des schwächeren Fügepartners und nicht der Schweißnaht vorliegt [Aiz07].

Während beim EXS der Kollisionsvorgang aus der Detonation von Sprengstoff resultiert, wird dieser beim MPS unter Verwendung eines starken elektromagnetischen Feldes realisiert, das bei



der impulsartigen Entladung der Kondensatoren der Anlage und dem daraus resultierenden hochfrequenten Stromfluss um die Werkzeugspule entsteht [Ver11].

Der genaue Verfahrensablauf lässt sich anhand Abbildung 2 und Abbildung 3 nachvollziehen und beginnt damit, dass, sofern das zu beschleunigende Werkstück (Flyer) über der Werkzeugspule positioniert ist, die Kondensatoren der MPS-Anlage zunächst bei geöffnetem Hochstromschalter bzw. geschlossenem Ladekreis auf die gewünschte Entladeenergie aufgeladen werden. Sobald diese erreicht ist, werden die Hochstromschalter geschlossen, wodurch sich der Ladekreis öffnet bzw. der Entladekreis schließt. Die in den Kondensatoren gespeicherte Entladeenergie wird nun schlagartig im Schwingkreis (Entladekreis + Werkstück) freigesetzt und führt zu einem exponentiell gedämpften, sinusförmigen Stromfluss in der Werkzeugspule und der Entstehung eines radialen Magnetfeldes um den Spulensteg.

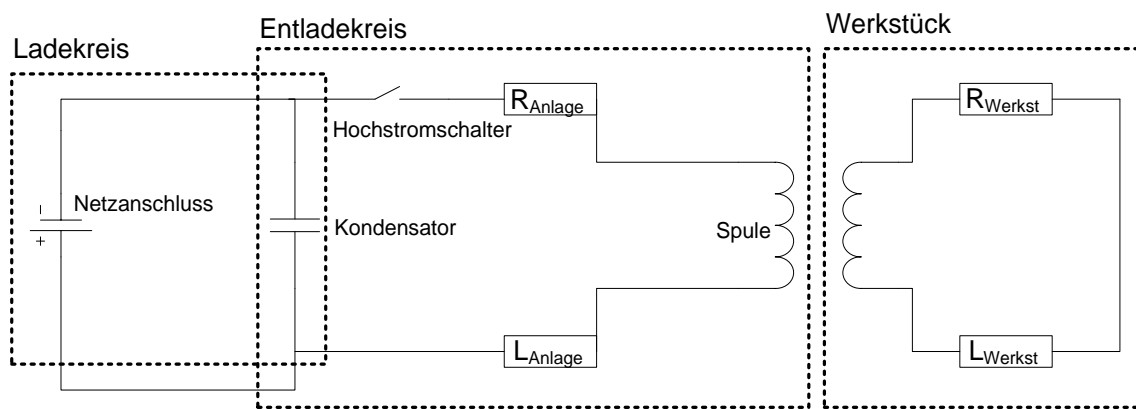


Abbildung 2: Ersatzschaltbild der Anlagentechnik [Bee05]

Dieses primäre Magnetfeld wirkt auf das über dem Spulensteg positionierte Werkstück (Flyer) und induziert in diesem einen Stromfluss, der gemäß den von Faraday, Lenz und Lorentz beschriebenen Induktionsgesetzen mit der zeitgleichen Bildung eines entgegen gerichteten Magnetfeldes im Flyer einhergeht [Bee05]. Der nun aus der Wechselwirkung dieser beiden Magnetfelder resultierende magnetische Druck verformt und beschleunigt den Flyer entlang des eingestellten Beschleunigungsabstandes in Richtung des fixierten Fügepartners (Target). Der Flyer kollidiert mit Geschwindigkeiten  $v_p > 200$  m/s mit dem Target und vollzieht auf diesem, bedingt durch dem instationären magnetischen Druck, eine Abrollbewegung mit zunehmendem Kollisionswinkel  $\beta$  und abnehmender Kollisionspunktgeschwindigkeit  $v_c$  [Reb17].

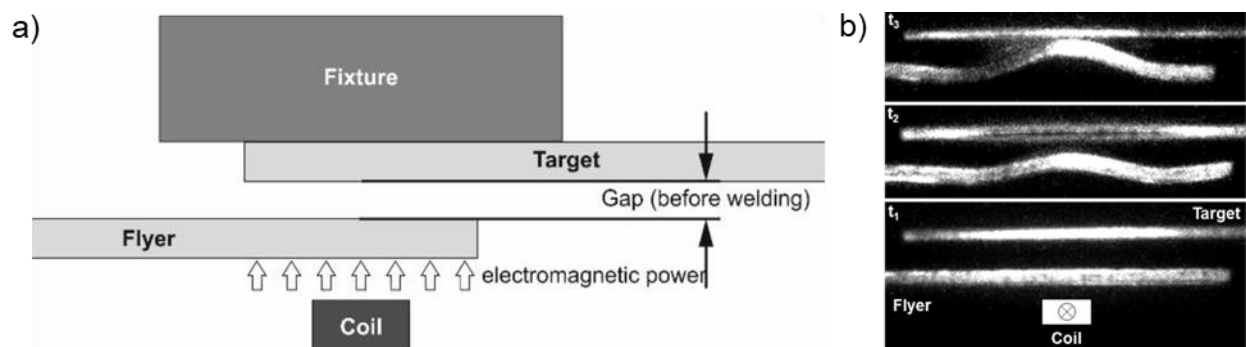


Abbildung 3: a) Schematische Darstellung des MPS und b) Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des asymmetrischen Kollisionsvorganges [Sch19a]

Der magnetische Druck ist als primäre Wirkenergie des Verfahrens zu verstehen, da er die direkte mechanische Eingangsgröße für die Beschleunigung und der damit einhergehenden Umformung des Flyers darstellt. Er ist entsprechend den aktuellen Erkenntnissen über das frequenzabhängige Fließverhalten von elektrischen Strömen in Metallen (Skineneffekt) unter Berücksichtigung von Anlagen- und Werkstoff-spezifikationen (Entladefrequenz, elektrische Leitfähigkeit, Wandstärke des Flyers, etc.) auszulegen [Bee05].

### 2.1.1. Verbindungsbildung und Schweißprozessfenster

Die Verbindungsbildung bei metallischen Werkstoffen erfolgt beim MPS in fester Phase unter Applizierung extremer Kollisionsdrücke, basiert auf den kinematischen Prozessgrößen des Kollisionsvorganges und der plastifizierungsbedingten Aggregatzustandsänderung der Grenzschichten im Kollisionsbereich bzw. potentiellen Schweißnahtbereich. Genauer gesagt werden durch den vorliegenden Kollisionsdruck bzw. den daraus resultierenden, plastischen Verformungen die Grenzschichten der Fügepartner mit Dehnungsgeschwindigkeiten  $> 10^4 \text{ s}^{-1}$  in den hydrodynamischen Zustand überführt und mit Geschwindigkeiten  $v_{\text{jet}} > 1600 \text{ m/s}$  unter einem bestimmten Kollisionswinkel  $\beta$  als kumulierter Massenstrom, dem sogenannten Jet, aus dem Stagnationspunkt herausgeschleudert (siehe Abbildung 4) [Wal53, Pab18, Reb17].

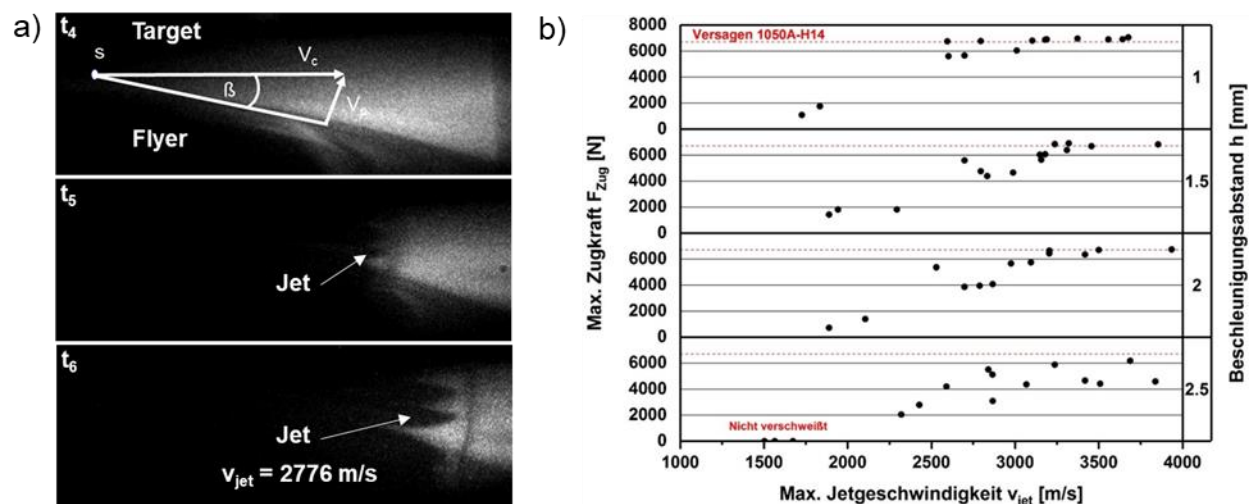


Abbildung 4: a) Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Jets und b) Einfluss der maximalen Jetgeschwindigkeit auf die quasistatische Zugfestigkeit der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR [Sch19b]

Die Bildung des Jets ist eine notwendige Voraussetzung für eine erfolgreiche Verschweißung [Cro82, Zlo02], da er mit einer Reinigungswirkung assoziiert wird. Er ebnet den Weg, um die gereinigten und von Oxiden befreiten Oberflächen der Fügepartner anschließend auf eine Distanz zueinander zu bringen, bei der ein Elektronenaustausch und damit die metallurgische Verbindung entstehen kann [Lys03]. Jüngste Untersuchungen bestätigen die Notwendigkeit seiner Entstehung für eine Verschweißung, widerlegen jedoch die ihm in der Literatur zugesprochene reinigende Wirkung. Der Jet reinigt die Oberflächen nicht, sondern ist selbst als Endprodukt der plastifizierungsbedingten Überführung der Grenzschichten zu verstehen. Sobald er entstanden ist, muss er den Stagnationspunkt schnellstmöglich verlassen, um nicht von den Fügepartnern während der fortschreitenden Abrollbewegung im Interface eingeschlossen zu werden, was zu einer Herabsetzung der Schweißnahtfestigkeit führt. Seine Strömungscharakteristiken (Jetgeschwin-

digkeit und -dicke) sind somit neben den kinematischen Beziehungen der Fügepartner (Aufschlagsgeschwindigkeit, Kollisionswinkel, -punktgeschwindigkeit) ausschlaggebend für die Verbindungsbildung und der reproduzierbaren Einstellung der Schweißnahtqualität [Gro19, Sch19b, Küm18, Pab18].

Wiederzufinden sind die zur Beschreibung der Verbindungsbildung verwendeten Prozessgrößen auch im allgemeinen Schweißprozessfenster des artverwandten EXS, das von vielen Autoren aufgrund vergleichbarer Kollisionsbedingungen im Falle des asymmetrischen Kollisionsvorganges herangezogen wird. Mit diesem lassen sich festgestellte Schweißnahtcharakteristiken (geradliniges, welliges Interface) beim MPS erklären und eine erste Einstellung der Prozessparameter abschätzen [Ver11]. Eine direkte Anwendung bzw. Übertragung des allgemeinen Schweißprozessfensters auf das MPS ist insbesondere aufgrund der örtlich und zeitlich begrenzten Wirkung des magnetischen Drucks und der daraus resultierenden Inkonzanz der kinematischen Prozessgrößen nicht möglich. So werden die Schweißprozessfenster und Schweißnahtcharakteristiken beim MPS vorzugsweise in Abhängigkeit der technologischen Prozessparameter (Entladeenergie, max. Stromstärke, Beschleunigungsabstand) und, sofern messbar, der initialen kinematischen Prozessgrößen (Aufschlagsgeschwindigkeit, Kollisionswinkel, Jetgeschwindigkeit) generiert.

### 2.1.2. Schweißnaht- und Interfacecharakteristiken

Die örtlich und zeitlich begrenzte Wirkung des magnetischen Drucks lässt sich auch gut an der für das MPS charakteristischen Ausprägung der Schweißnaht und des Interface nachvollziehen. Abbildung 5 (rechts) zeigt eine typische Schweißnaht mit der Form eines elliptischen Ringes, die sich beim Verschweißen unter Verwendung einer Flachspule im Falle eines asymmetrischen Kollisionsvorganges und bei genügendem Überlapp einstellt.

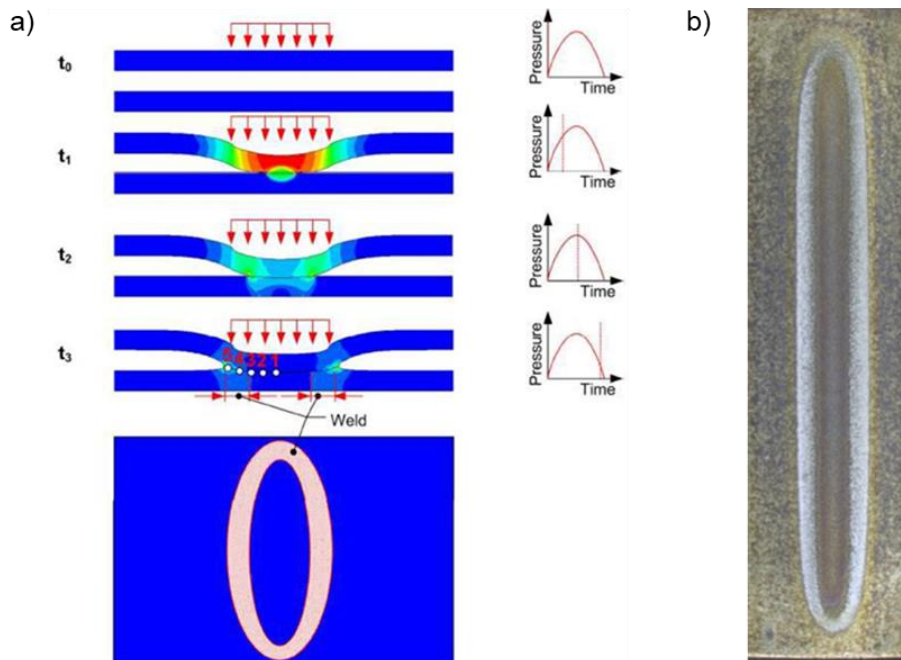


Abbildung 5: a) Simulation des asymmetrischen Kollisionsvorganges [Sch11] und b) Schweißnaht einer farbgeätzten Probe nach dem Scherzugversuch [Sch18a]

Wie aus der Abbildung 5 ersichtlich wird, liegt innerhalb dieses elliptischen Ringes ein Bereich vor, indem keine Verbindungs- bzw. Schweißnahtausbildung stattgefunden hat, was auf die Inkonzanz der kinematischen Prozessgrößen während der Abrollbewegung des Flyers zurückzuführen ist. Gemäß dem aktuellen Stand zur Verbindungsbildung wird davon ausgegangen, dass zu Beginn der Abrollbewegung der Flyer nahezu senkrecht auf dem Target aufschlägt und der Kollisionswinkel  $\beta$  somit unter dem kritischen Wert liegt, mit dem die für Verbindungsbildung notwendige Jetinitiierung einhergeht. Erst mit fortschreitender Abrollbewegung wird der kritische Kollisionswinkel überschritten und der Jet aus dem Stagnationspunkt herumgeleitet bzw. herausgeschleudert. Der Jet ebnet den Weg für den Elektronenaustausch und erzeugt solange eine stoffschlüssige Verbindung, bis das Schweißprozessfenster wieder verlassen wird. Zahlreiche Veröffentlichungen belegen, dass MPS-Nähte sowohl bei artgleichen als auch artfremden Werkstoffkombinationen derart einstellbar sind, dass im Belastungsfall die Schweißnahtfestigkeit reproduzierbar oberhalb der des schwächeren Grundmaterials liegt [Aiz07, Gen19, Sch18a, Sch19b]. Schweißnahtunregelmäßigkeiten reduzieren die Festigkeit in Abhängigkeit der Art, der Lage sowie der Größe und führen zu dem aus schweißtechnischer Sicht nicht erwünschten Versagen der Schweißnaht. So wurde hinsichtlich der globalen / makroskopischen Ausprägung der Schweißnaht festgestellt, dass die Festigkeit grundsätzlich mit der Größe der Schweißnaht positiv korreliert sowie ein vollständig ausgebildeter und symmetrischer Ellipsenring zur Maximierung der Festigkeit anzustreben ist. Jegliche Art von Symmetrieeinbußen (inkonstante Schweißnahtbreite, unvollständig ausgebildete Ringellipse) begünstigen eine inhomogene Belastungsaufnahme bzw. fördern lokale Spannungsspitzen und sind als festigkeitskritische Unregelmäßigkeiten zu sehen [Sch18a].

Eine weitere typische MPS-Charakteristik ist die Ausprägung eines welligen bzw. geradlinigen Interface. Abbildung 6 gibt den typischen Verlauf wieder, in dem der Übergang von einem welligen in ein geradliniges Interface zu erkennen und dem inkonstanten Verhalten des Kollisionswinkels  $\beta$  und der Kollisionsgeschwindigkeit  $v_c$  geschuldet ist. Prinzipiell lassen sich magnetpuls geschweißte Verbindungen sowohl mit einem geradlinigen als auch teils welligen Interface bzw. ohne Übergang realisieren. Ein welliges Interface fördert den Kontaktdruck und führt in der Regel zu einer erhöhten Verbindungsfestigkeit, sofern keine spröden intermetallischen Phasen vorliegen. [Kap15]

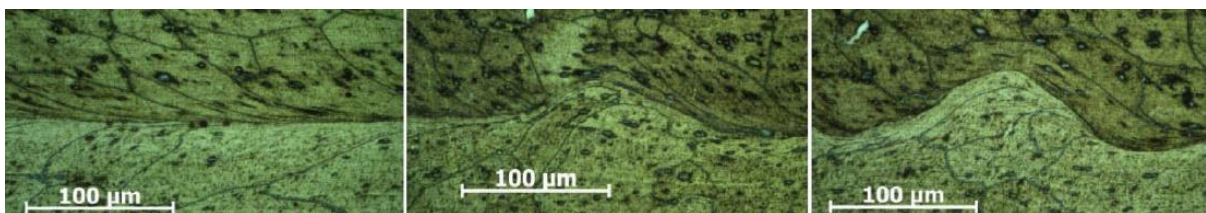


Abbildung 6: Querschliffaufnahmen des Interface einer MPS Al-Al-Verbindung [Rao15]

In mehreren Veröffentlichungen wird das Thema der intermetallischen Phase diskutiert und die Frage aufgeworfen, ob Kollisionsschweißungen grundsätzlich ohne intermetallische Phasen realisiert werden können [Göb12] (siehe Abbildung 7). Die Ergebnisse der Veröffentlichung [Göb12] weisen jedoch nach, dass die Idee einer Verbindungszone ohne intermetallische Phasen zu verwerfen ist und die Modellvorstellung korrigiert wurde. Unter der Annahme, dass ihre Schichtdicken nur wenige Nanometern erreichen können, tritt immer eine intermetallische Phase auf. Die Kontinuität dieser Schicht variiert dabei über die Länge des gesamten Interface und liegt oft am

Anfang des Interface je nach Kollisionsbedingungen in einem erhöhten Ausmaß vor [Sch19b]. Makroskopische Untersuchungen dieser Bereiche ergaben, dass die Schichtdicke den festigkeitskritischen Maximalwert von 6  $\mu\text{m}$  nicht überschreiten sollte [Mar07], da damit eine erhöhte Wahrscheinlichkeit zur Bildung besonders spröder intermetallischer Phasen wie beispielsweise  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  einhergeht [Lee07].

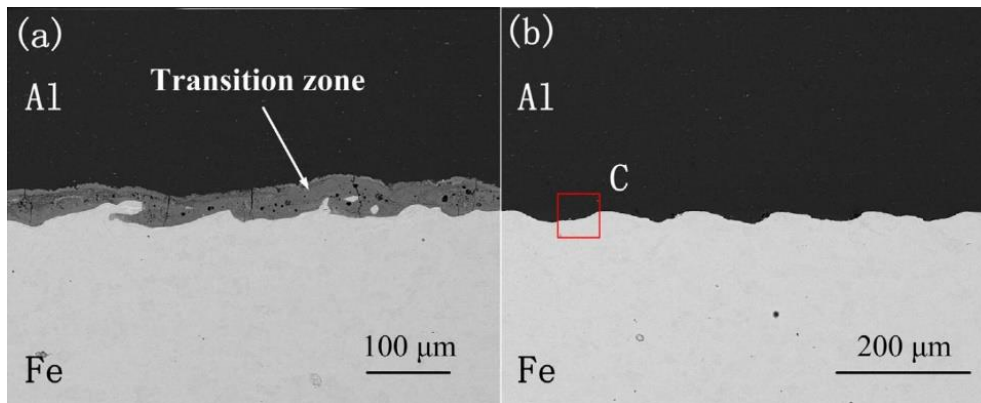


Abbildung 7: Ausbildung intermetallischer Schichten [Fan16]

Inwieweit sich die erläuterten Charakteristiken auf das Ermüdungs- und Schädigungsverhalten der Schweißnaht auswirken, wird besonders im Zusammenhang zur Schwingfestigkeit nicht aufgezeigt.

## 2.2. Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhaltens von Werkstoffen und -verbindungen

Die Ermüdungseigenschaften von Werkstoffen bzw. Werkstoffverbindungen, wie z.B. Schweißungen, werden i. A. mit Hilfe von Wöhlerkurven dargestellt, mit welchen die Ermüdungsfestigkeit beschrieben werden kann. Die Untersuchungen erfolgen im Wechsel-, Druckschwell- oder Zugschwellbereich, wobei die zu untersuchende Beanspruchung an die tatsächlich im Betrieb auftretenden Lastfälle angepasst wird. Eine vollständige Wöhlerkurve erfordert eine große Probenanzahl und ist kein Instrument zur zeiteffizienten bzw. schnellen Bewertung wesentlicher Einflussgrößen auf die Ermüdungseigenschaften. Zudem ist in Wöhlerkurven nur die Lebensdauer (Bruchlastspielzahl) als Funktion der Beanspruchung aufgetragen, es können keinerlei Informationen zu den zum Versagen führenden Ermüdungsmechanismen und -vorgängen entnommen werden.

Neben der rein lebensdauerorientierten Betrachtungsweise des Ermüdungsverhaltens auf der Grundlage von Wöhlerkurven erlaubt die vorgangsorientierte Betrachtungsweise auf Basis von Wechselverformungskurven präzise Aussagen zu Ermüdungsprozessen und fortschreitender Ermüdungsschädigung. Dies stellt die Grundvoraussetzung zur Charakterisierung magnetpuls-geschweißter Hybridverbindungen für den zuverlässigen und wirtschaftlichen Einsatz dar. In Wechselverformungskurven wird der Zusammenhang zwischen der aus Spannungs-Dehnungs-Hysteresen ermittelten plastischen Dehnungsamplitude und der Lastspielzahl dargestellt [Luk73]. Daneben eignen sich Temperatur- [Men07], elektrische Widerstandsmessverfahren [Chu01] und zum Teil Magnetfeldmessungen [Hol12] zur Bewertung zyklischer Verformungsvorgänge [Wal14,

Wol07, Wal07, Wit15]. Grundsätzlich werden die physikalischen Messgrößen von verformungsinduzierten Mikrostrukturveränderungen im Werkstoffvolumen beeinflusst und stehen in einem unmittelbaren Zusammenhang mit dem aktuellen Ermüdungszustand. Die Temperaturveränderung ist auf die Dissipation von Energie in Form von Wärme im Zusammenhang mit plastischen Verformungsvorgängen zurückzuführen. Der spezifische elektrische Widerstand korreliert mit der Mikrostruktur und beruht insbesondere auf Veränderungen der Versetzungsdichte, Versetzungsanordnungen, Mikrorissen und Poren. Widerstandsmessungen mit Gleichstrompotentialsonden werden überwiegend zur quantitativen Beschreibung von Risswachstumsvorgängen in der Bruchmechanik eingesetzt. Unter Ausnutzung des Skin-Effekts durch Anwendung von Wechselstrompotentialsonden bietet sich die Bewertung von oberflächendominierten Vorgängen an, die eine auf spezielle Volumenquerschnittsbereiche begrenzte Messung und Datenerfassung gewährleisten.

Mit den genannten physikalischen Messverfahren lassen sich in Laststeigerungsversuchen Kennwerte zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit ermitteln, die in mikrostrukturkorrelierten Einstufenversuchen validiert werden. Die Anwendung des Laststeigerungsversuchs bietet sich zudem an, wenn es um die zeiteffiziente qualitative und quantitative Bewertung von Einflussgrößen, wie z. B. Anlagen- und Prozessparametern, Nahtgeometrie, Oberflächenvorbehandlung oder Korrosion, auf das Ermüdungsverhalten magnetpulsgeschweißter Hybridverbindungen geht. In nur einem Versuch kann das Amplitudenspektrum für Einstufenversuche identifiziert werden. In Laststeigerungsversuchen wird die Spannungsamplitude von einem quasi-schädigungsfreien Niveau ( $\sigma_{o, \text{Start}}$ ) stufenförmig (siehe Abbildung 8 a)) um  $\Delta\sigma_o$  alle  $\Delta N$  oder kontinuierlich (siehe Abbildung 8 b)) mit der Rate  $d\sigma_o/dN$  bis zum Bruch der Probe erhöht. In beiden Fällen basiert die Ermittlung der Werkstoffreaktion auf physikalischen Messverfahren (z.B. plastische Dehnungsamplitude  $\epsilon_{a,p}$ , Temperaturänderung  $\Delta T$ , Widerstandsänderung  $\Delta R$ ), die als Funktion der Lastspielzahl bzw. Beanspruchung aufgetragen sind. Die Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit  $\sigma_{E, (LSV)}$  erfolgt durch die Bestimmung des Übergangs von Werten nahe Null zu einem signifikanten Anstieg der Werkstoffreaktionsgrößen und wird somit durch die Oberspannung beschrieben, die zu einem exponentiellen Anstieg der physikalischen Messgrößen führt [Wal14, Wal07]. Die Beanspruchung bei Bruch  $\sigma_{B, (LSV)}$  ist die höchste bzw. letzte ertragbare Oberspannung im Laststeigerungsversuch.

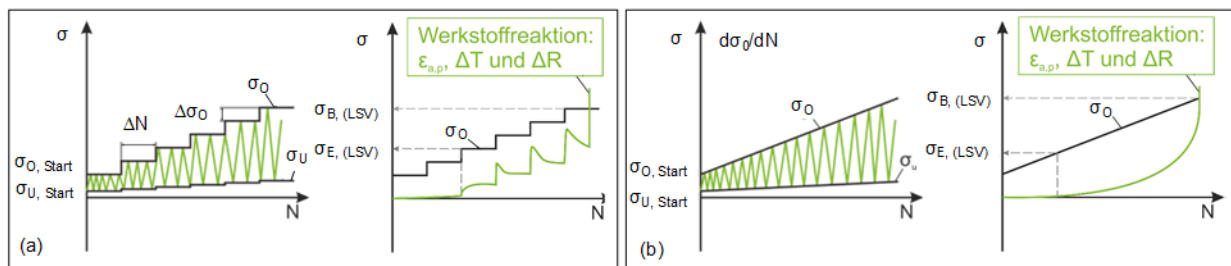


Abbildung 8: (a) Stufenförmiger und (b) kontinuierlicher Laststeigerungsversuch im Zugschwellbereich mit dargestellten Werkstoffreaktionen zur Bestimmung charakteristischer Ermüdungskennwerte

Vor diesem Hintergrund ist der Laststeigerungsversuch den effizienten Abkürzungs-/Zeitraffermethoden zuzuordnen, die es auf der Grundlage einer mehrstufigen Beanspruchung in Kombination mit optimierter Sensorik und einer kleinen Probenanzahl erlauben, einen umfassenden Kenntnisgewinn zu Ermüdungseigenschaften und -vorgängen zu ermitteln. Da nur wenige Versuche benötigt werden, wird eine zeit- und kosteneffiziente Durchführung gewährleistet. Durch

Überlagerung mechanischer und medialer Beanspruchungen (Feuchte, Klima, Korrosion), können einsatzrelevante Bedingungen simuliert werden. Zudem können Multi-Material-Verbindungen und (Hybrid-)Verbindungen überhaupt derart ausgewertet werden, da der Schadensverlauf der Einzelkomponenten detektierbar ist [Kle14].

Bezogen auf die Korrosionsbeständigkeit magnetpuls geschweißter Hybridverbindungen liegen derzeit allein die in diesem Forschungsvorhaben ermittelten Untersuchungsergebnisse vor. Lediglich zum EXS zeigt die Literatur Ergebnisse zu untersuchten Hybridverbindungen; St/Al- [Cze04], Ti/Al- [Kah07] und Ti/St-Verbindungen [Kah05]. Zusammenfassend liegen derzeit allein die in diesem Forschungsvorhaben ermittelten Erkenntnisse bezüglich der Schweißparameter-, Schweißgeometrie-, Oberflächentopographie- sowie Korrosionseinflusses auf die Schwingfestigkeit magnetpuls geschweißter Hybridverbindungen vor.

### 3. Vorarbeiten im Rahmen der Antragsstellung

Im Rahmen des Projekts "PulsRepeat" (AiF 18290 N / P1029) sind unterschiedliche Werkstoffkombinationen untersucht worden. Die Ergebnisse in Abbildung 9 verdeutlichen das hohe Potential des Verfahrens zur Verschweißung von hoch- und ultrahochfester Stahllegierungen. Dabei wurden die Legierungen vor dem Kollisionsvorgang einer mechanischen Oberflächenbehandlung unterzogen, d.h. der passive Korrosionsschutz wurde entfernt. Die Ergebnisse zeigen, dass mit zunehmender Festigkeit der Legierungen die Festigkeit der Verbindung herabgesetzt wird. Somit müssen höhere Kollisionspunktgeschwindigkeiten bei hoch- und ultrahochfesten Stählen eingestellt werden, was im Umkehrschluss mit einer Erhöhung der Entladeenergie bzw. der Stromstärke gleichzusetzen ist.

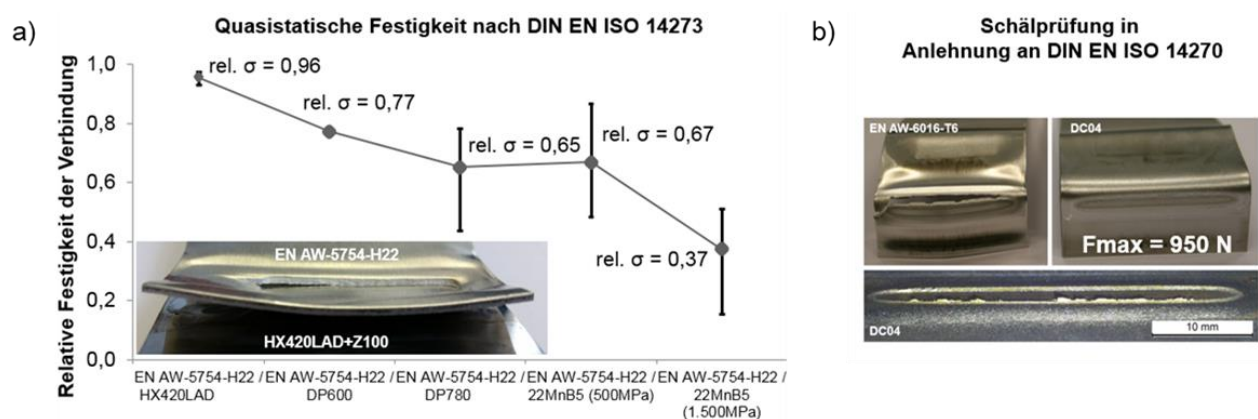


Abbildung 9: a) Quasistatische Untersuchungsergebnisse magnetimpuls geschweißter Mischverbindungen mit Bruchbild einer Werkstoffkombination aus EN AW-5754-H22 und HX420LAD+Z100. Versagen im Aluminiumwerkstoff, Festigkeit der Aluminiumlegierung mit  $R_m = 246 \text{ N/mm}^2$ , rel.  $\sigma$  von 1,0 bedeutet eine Verbindungsfestigkeit von  $246 \text{ N/mm}^2$ ; b) Schälprüfung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 und DC04 ( $E = 17 \text{ kJ}$ ,  $s = 1,0 \text{ mm}$ )

Die physikalischen Grenzen der Verbindungsbildung liegen somit primär beim Target (Stahl). Sobald ein kritisches Energieniveau (kinetische Energie ausgehend vom Flyer) überschritten wird, wird die Verbindungsbildung eingeleitet.

Zur Bewertung der Energieaufnahme und Verbindungsbildung sind im Projekt bereits erste Erkenntnisse gesammelt worden (siehe Kapitel 2.1). Hierzu sind Schälprüfungen sowie Drei-Punkt-

Biegeprüfungen durchgeführt worden. Im Abgleich mit den Arbeiten aus dem SPP 1640 zeigen die Schweißungen mit geringen Kollisionswinkeln ( $6^\circ < \beta < 9^\circ$ ) bei Schäl- und Biegeprüfung bessere Ergebnisse (geradliniges Interface und Versagen im Grundmaterial des Aluminiums, vgl. Abbildung 9 a)), wo hingegen bei größeren Kollisionswinkeln ( $\beta > 9^\circ$ ) ein welliges Interface erzielt worden ist und das Versagen in der Schweißnaht stattfand. Bei zu groß werdenden Winkeln kommt es zu atypischer Welligkeit. Ein kleiner Kollisionswinkel bedeutet, dass ein geringer Beschleunigungsabstand ( $s < 1,5 \text{ mm}$ ) vorliegt, wobei die Erhöhung des Beschleunigungsabstandes ( $s > 1,5 \text{ mm}$ ) zu größeren Kollisionswinkeln führt und höhere Kollisionspunktgeschwindigkeiten für eine erfolgreiche Verbindungsbildung nötig sind. Zusammenfassend liegen bereits wichtige Erkenntnisse zum quasistatischen Verhalten vor. Auch die Schweißbeignung von unterschiedlichen Werkstoffkombinationen ist bekannt, es fehlen jedoch systematische Untersuchungen bzgl. der Ermüdungsfestigkeiten. Nicht zu vernachlässigen ist das schmale Prozessfenster bei höher- und ultrahochfesten Werkstoffkombinationen. Hieraus leitet sich eine wichtige Zielsetzung ab, das Prozessfenster unter Berücksichtigung der Nahtausprägung (Einfluss auf die kinetische Energie) sowie Oberflächentopographie (Aktivierung der Grenzschicht der Fügepartner) zu erweitern.

Bei den Vorarbeiten zum Einfluss der Nahtausprägung wurden die in Abbildung 10 wiedergegebenen Schweißgeometrien untersucht. Bei allen Schweißgeometrien lassen sich die wichtigen Parameter, insbesondere Kollisionswinkel, durch geeignete Vorpräparationen (z.B. V-Nut) einstellen. Dabei wird zurzeit angenommen, dass alle Nahtvarianten im Hinblick auf die Festigkeit, bezogen auf die Nahtfläche, als nahezu gleichwertig zu betrachten sind und dem Anwender eine gewisse Freiheit bei der Ausgestaltung der Bauteile mit den angestrebten Verbindungsflächen und –stärken einräumen. Des Weiteren ist die Nahtausprägung besonders bei Fertigungstoleranzen ein wichtiges Gestaltungsmerkmal.

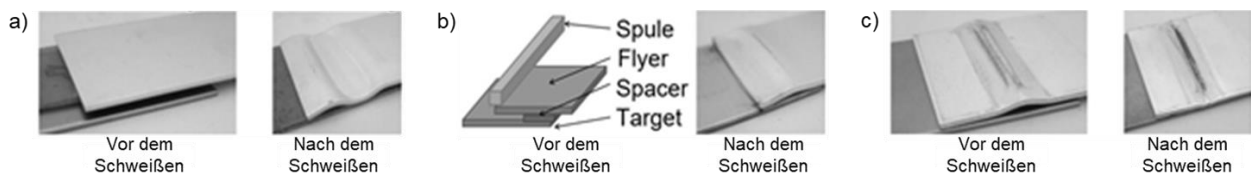


Abbildung 10: MPS mit a) Paralleler Schweißgeometrie (Standardausführung), b) einseitig einfach überhängender Schweißgeometrie und c) V-Nut Schweißgeometrie

Ob die parallele, die V-Nut oder einfach überhängende Schweißgeometrie genutzt wird, jeweils ermöglicht das MPS ein gezieltes Einstellen der Schweißausprägung mittels verschiedener Prozessführungsvarianten. Bei der typischen und als Standardausführung gehandhabten parallelen Schweißgeometrie wird der Spalt zwischen den beiden Fügepartnern beidseitig mittels Abstandshaltern eingestellt, um ein symmetrisches Abrollen des Flyers während des Kollisionsvorganges zu bewerkstelligen. Bei der V-Nut-Schweißgeometrie wird vor dem eigentlichen Schweißversuch eine V-Nut in das Aluminiumblech geformt und der für die Kollision notwendige Beschleunigungsabstand und die für eine erfolgreiche Verbindungsbildung notwendigen Kollisionsbedingungen (Kollisionswinkel, etc.) über die Geometrie der V-Nut eingestellt. Die einfach überhängende Schweißgeometrie zeichnet sich durch eine einseitige Positionierung des Abstandshalters und dem daraus resultierenden asymmetrischen Abrollen des Flyers während des Kollisionsvorganges aus.



Hinsichtlich des Einflusses der Oberflächentopographie konnte bereits bei Voruntersuchungen zur Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR gezeigt werden, dass mittels einer Oberflächenvorbehandlung die Interfacemorphologie im positiven beeinflusst werden konnte und die Schweißnähte bei quasistatischen Belastung geringere Varianzen bezogen auf die Reproduzierbarkeit aufwiesen [Gey14].

Vor allem bei den lasergereinigten und bei den lasergravierten Proben wurde ein Unterschied zu den anderen vorbehandelten Proben festgestellt (Abbildung 11). Während die lasergereinigte Proben einen besonders geraden Verlauf innerhalb des Interfaces aufwiesen, gaben die lasergravierte Proben ein auffällig welliges Interface wieder (Abbildung 12), welches sich deutlich von der Interfaceausprägung der glasperlengestrahltten Oberfläche mit dem quergewalzten Blech unterschied. Die anderen Interfaces verfügten eine diffuse Welligkeit, die keine Periodizität erkennen ließ.

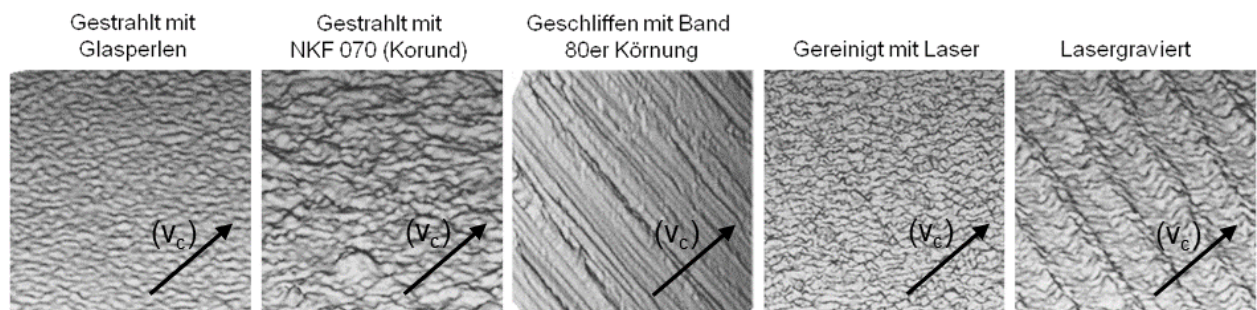


Abbildung 11: FRT-Aufnahmen der Vorarbeiten zur Oberflächenvorbehandlung

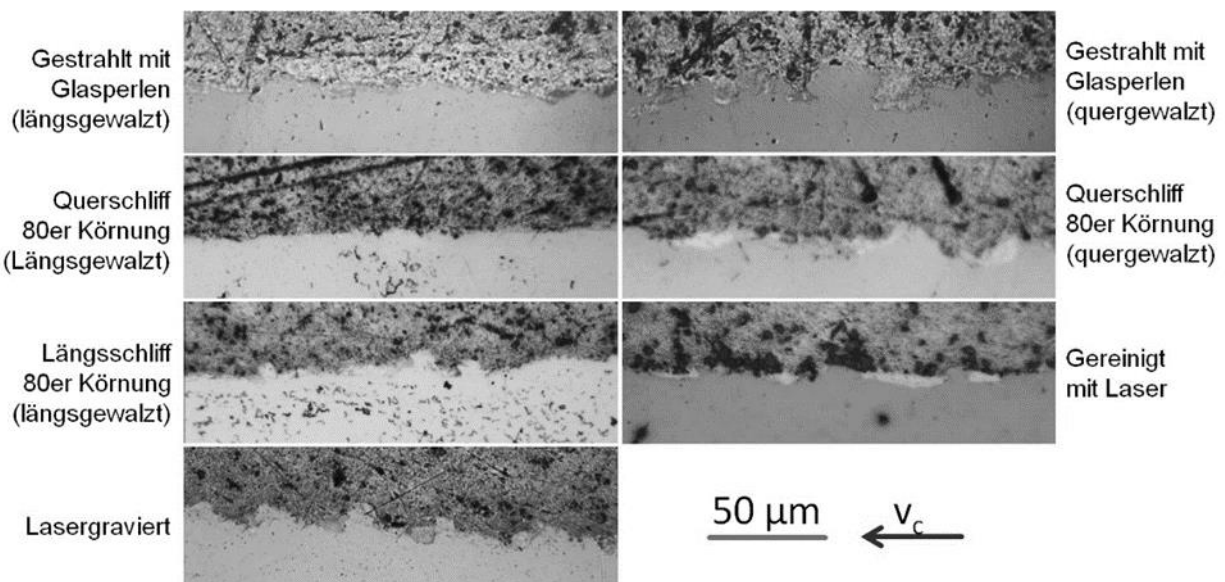


Abbildung 12: Interfacemorphologie bei Vorarbeiten zur Oberflächenvorbehandlung

Des Weiteren wurden im Rahmen der Vorversuche bereits erste Schwingversuche zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften magnetpuls geschweißter St/Al-Hybridbleche der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR mikrostrukturbasiert durchgeführt, wobei unter-

schiedliche Prozessparameter und Korrosionszustände verglichen wurden. Für Prozessparameter-Untersuchungen wurden Entladeenergien von 9 bzw. 15 kJ mit entsprechenden Stromstärken von 265 kA bzw. 350 kA verwendet, wobei eine Flachspule des Typs B80/10 für die Schweißversuche zum Einsatz kam. Zur Untersuchung der Einflüsse korrosiver Belastungen wurden die Proben für 24 Stunden in einer Salzsprühnebelkammer (Fa. Liebisch, Typ SKB 400) nach DIN EN ISO 9227 vorkorrodieren (5 % NaCl-Lösung;  $T_{SSN} = 35 \text{ °C}$ ;  $t_{SSN} = 24 \text{ h}$ ), um anschließend im kontinuierlichen Laststeigerungsversuch mit einer sinusförmigen Last-Zeit-Funktion, im Zugschwellbereich mit dem Kraftverhältnis  $R = 0,1$  und der Prüffrequenz  $f = 10 \text{ Hz}$  bei Raumtemperatur beansprucht zu werden. Als Werkstoffreaktionsgrößen wurden die plastische Dehnung und elektrische Widerstandsänderungen der Hybridbleche erfasst.

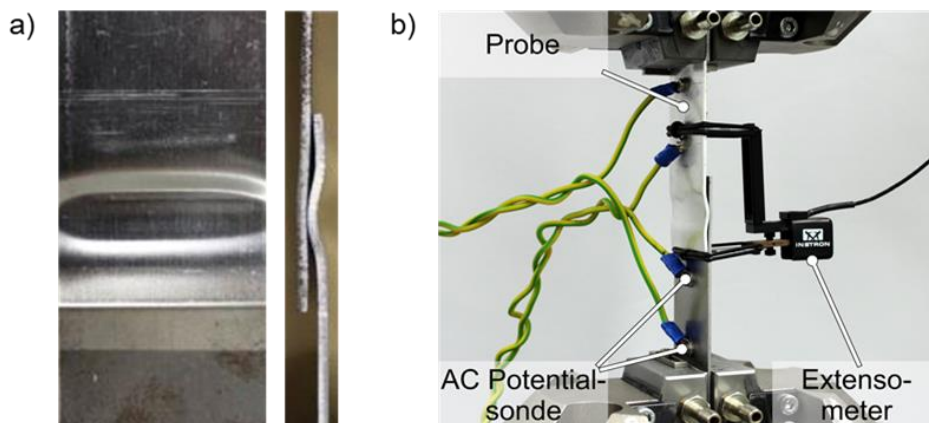


Abbildung 13. a) Magnetimpulsgeschweißte Probe und b) Versuchsaufbau der instrumentierten Ermüdungsprüfung im Rahmen der Vorarbeiten

Abbildung 13 a) zeigt beispielhaft eine Probe im Ausgangszustand, während in Abbildung 13 b) eine in das servohydraulische Prüfsystem (Fa. Schenck, Typ PC63M,  $F_{\max} = 63 \text{ kN}$ , Elektronik Fa. Instron, Typ 8800) eingespannte Probe mit angebrachter Messtechnik dargestellt ist. Die plastische Dehnungsamplitude wurde mit einem taktilen Dehnungsaufnehmer ( $l_0 = 50 \text{ mm}$ ) erfasst, während die Einspeisung des Wechselstroms ( $I = 0,5 \text{ A}$ ;  $f = 1 \text{ kHz}$ ) sowie der Abgriff der Wechselspannungsänderung über Bohrungen in den Proben erfolgte.

In Abbildung 14 a) sind die aus einem kontinuierlichen Laststeigerungsversuch einer 24 h vorkorrodieren (hohe Entladeenergie) ermittelten Entwicklungen der Wechselspannungsänderung  $\Delta U$  und der plastischen Dehnungsamplitude  $\epsilon_{a,p}$  als Funktion der Lastspielzahl  $N$  aufgetragen. Auf der Ordinate ist zusätzlich zur Kraftamplitude  $F_a$  die Oberkraft  $F_o$  aufgetragen. Im Rahmen dieses Versuchs zeigte sich ein stetig ansteigender Kurvenverlauf der Wechselspannungsänderung, nachdem bei  $N = 0,7 \cdot 10^5$  Lastwechseln ein Minimum durchlaufen wurde, bis sich kurz vor Probenbruch ein exponentieller Verlauf anschließt. Der Verlauf der plastischen Dehnungsamplitude kann in zwei unterschiedliche Bereiche aufgeteilt werden: Auf den ersten Bereich mit geringer negativer Steigung (bis  $N = 0,7 \cdot 10^5$ ) schließt sich der zweite Bereich mit erhöhter Steigung an, wobei der Übergang mit dem Minimum der Wechselspannungsänderung zusammenfällt. Die Probe versagt bei einer Kraftamplitude von  $F_{a,B} = 0,8 \text{ kN}$ . Zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit  $F_{a,E}$  wurde der Schnittpunkt der asymptotisch angenäherten Geraden an den Kurvenverlauf der plastischen Dehnungsamplitude genutzt, vgl. [5]. Auf dieser Grundlage wurde angenommen, dass Ermüdungsfestigkeit für  $N_{\text{Grenz}} = 10^7$  Lastwechsel und  $R = 0,1$  im Bereich von  $F_{a,E} = 0,4 \text{ kN}$  vorliegt.

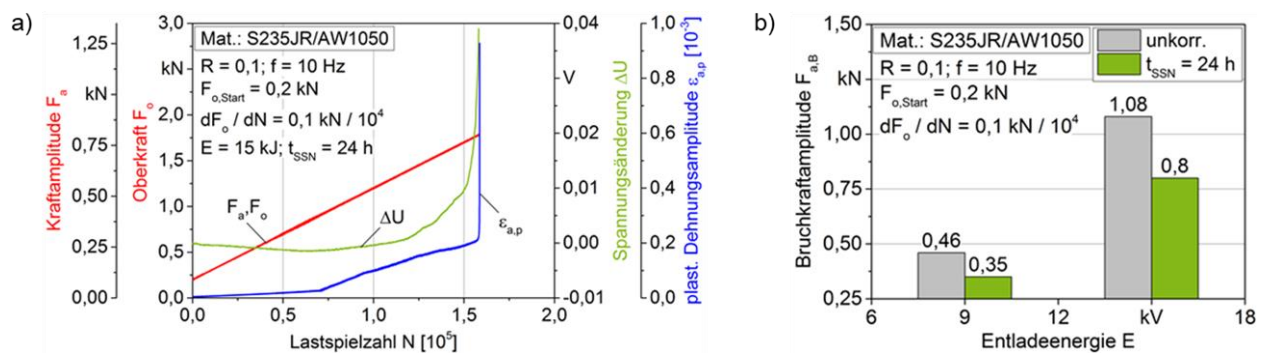


Abbildung 14: a) Kontinuierlicher Laststeigerungsversuch für ein St/Al-Hybridblech (vorkorrodiert) und b) Bruchkraftamplituden aus kontinuierlichen Laststeigerungsversuchen

Abbildung 14 b) zeigt den Vergleich der Bruchkraftamplituden aus den kontinuierlichen Laststeigerungsversuchen für Proben, die mit unterschiedlichen Entladeenergien hergestellt wurden bzw. für un- und vorkorrodierte Proben. Zum einen zeigte sich, dass die Proben mit geringerer Entladeenergie nur ca. 43 % der Maximallast der Proben mit höherer Entladeenergie ertragen; sowohl un- als auch vorkorrodiert. Zum anderen resultierte das Korrodieren der Proben in einer Abnahme der Bruchkraftamplitude um ca. 25 %. Zusammenfassend wurde erkennbar, dass höhere Entladeenergien bei der Fertigung der Proben eine erhebliche Verbesserung der Ermüdungseigenschaften bewirken können, wohingegen die Auslagerung der Hybridbleche in korrosiver Umgebung eine Absenkung der Ermüdungsfestigkeit zeigte.

Die Ergebnisse demonstrieren das Potential der vorgestellten neuen Prüfmethode, Ermüdungskenngrößen von MPS-Hybridverbindungen bei, im Vergleich zu konventionellen Ansätzen, sehr geringem Probenaufwand zu ermitteln. Durch an die Laststeigerungsversuche anschließende Einstufenversuche können die abgeschätzten Ermüdungskennwerte validiert sowie eine beanspruchungs- und lastspielzahlabhängige Charakterisierung der auftretenden Ermüdungsprozesse mikrostrukturkorreliert vorgenommen werden. Durch mikrostruktur- und mechanismenbasierte Korrelation von Fertigung, Mikrostruktur und Ermüdungseigenschaften lassen sich solche Fertigungsprozesse eigenschaftsorientiert optimieren.

Die Ergebnisse aus dem Projekt „PulsRepeat“ (AiF 18290 N / FOSTA P1029) zeigten zudem, dass die galvanische Korrosionsproblematik bei optimal ausgelegtem aktivem Korrosionsschutz (Verzinkung) nicht auftritt. Zudem ist trotz unzureichender Beschichtung (KTL) und nicht vorhandener galvanischer Trennung der Fügepartner in den Bereichen nahe der Schweißnaht die quasistatische Festigkeit nicht gesunken [Reb16a, Reb16b]. Die Ergebnisse nach DIN EN ISO 9227 und VDA 233-102 zeigten zudem, dass bei der Schweißnaht trotz unzureichender Beschichtung kein korrosiver Angriff vorlag. Selbst nach 1.000 h in der Salzsprühnebelkammer zeigte sich die Schweißnaht als intakt. Es musste allerdings untersucht werden, inwieweit die zyklischen Eigenschaften beeinträchtigt werden.

## 4. Zielsetzung, Arbeitshypothesen und Lösungsweg

### 4.1. Zielsetzung

Die bisherigen Untersuchungen, die aus der Literaturrecherche und nationalen sowie internationalen Forschungsaktivitäten resultieren, liefern keine zufriedenstellenden Ergebnisse zur Schwingfestigkeit und Alterungsbeständigkeit magnetimpulsgeschweißter St/Al-Hybridverbindungen. Die am *wpt* weiterentwickelte Prüfmethode erlaubt gegenüber einer klassischen langwierigen Ermittlung von Wöhlerkurven eine zeit- und ressourceneffiziente Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhaltens von artfremden Hybridverbindungen und ebnet somit den Weg das adressierte Defizit durch eine systematische und reproduzierbare Untersuchung zu beseitigen.

Die Zielsetzung des Forschungsvorhabens SchwingStAl-K.O. liegt folglich in:

- der Bestimmung zyklischer Eigenschaften magnetimpulsgeschweißter St/Al-Hybridbleche sowie dem Nachweis der Schwingfestigkeit,
- der Ermittlung des Potentials, durch gezielte Topographieeinstellung die Schwingfestigkeit magnetimpulsgeschweißter St/Al-Hybridbleche zu beeinflussen,
- der Bestimmung des Korrosionseinflusses auf die zyklischen Eigenschaften magnetimpulsgeschweißter St/Al-Hybridbleche und
- der effizienten Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhalten von Mischverbindungen mittels kombinierter Einstufenversuche.

### 4.2. Arbeitshypothesen

Die erste Hypothese hebt hervor, dass die Nahtausbildung einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit hat. Hierfür bieten sich zunächst drei Prozessführungsvarianten (parallel, V-Nut, einfach überhängend) an. Mit dem Ansatz, je stärker die Schweißnahtbreite ausgeprägt ist, desto belastbarer ist die Schweißnaht, werden die unterschiedlichen Nahtausprägungen definiert und mit quasistatischen Untersuchungen verglichen. Anschließend wird der Einfluss definierter Schweißnahtgeometrien auf die Schwingfestigkeit untersucht. Hierbei soll eine Designvorlage entwickelt und den Anwendungsgebieten zugeordnet werden. Dabei werden folgende Fragestellungen beantwortet:

- Welche Nahtausprägung eignet sich zur Einhaltung der Form- und Lagetoleranzen?
- Welchen Einfluss hat die Nahtausprägung auf die Schwingfestigkeit?

Die zweite Hypothese beschäftigt sich mit den Fragestellungen zum Einfluss der Oberfläche der Fügepartner auf die Schwingfestigkeit. Voruntersuchungen haben gezeigt, dass mittels der gezielten Topographieeinstellungen das Interface der Schweißnaht beeinflusst werden kann. Neben der Verschiebung des Prozessfensters, hin zur Erhöhung der Energieeffizienz, konnte eine höhere quasistatische Festigkeit und geringe Streuung der Ergebnisse erreicht werden.

Die in der Literatur vorgelegte Beschreibung der Interfacemorphologie bei verschiedenen Aufschlagschweißverfahren am St/Al-Interface liefert keine einheitliche Klassifizierung. Ausgehend von der Annahme, dass sich beim Magnetpulschweißen ein laminar welliges Erscheinungsbild ausbildet, wird die Oberflächentopographie genutzt, um unterschiedliche Morphologien des Interfaces einzustellen und diese auf die Schwingfestigkeit zu überprüfen. Hierfür sollten zur Klassifizierung mindestens vier Fälle unterschieden werden: gerades Interface, laminar welliges Interface, turbulentes Interface mit Wellenbildung – aber unterbrochener intermetallischer Phase) – und turbulentes Interface mit übermäßigem Schmelzraum an der Interfacegrenzschicht und einer durchgängigen intermetallischen Phase. Die Fragestellungen hierbei lauten:

- Welchen Einfluss hat die Interfacemorphologie auf die Schwingfestigkeit?
- Setzt der Nachweis der Schwingfestigkeit eine intermetallische Phase voraus?
- Wie viel Energie ist für eine geforderte Schwingfestigkeit notwendig und welche Auswirkungen hat diese auf die Ausbildung des Interfaces?

Bei der dritten Hypothese wird der Einfluss von Korrosionseffekten auf die Schwingfestigkeit untersucht. Besondere Bedeutung in der Industrie erfahren zunehmend die korrosionsbeständigen verzinkten Stähle sowie KTL-Beschichtungen. Bei konventionellen Verfahren wird beispielhaft die Zink-Eisen-Legierungsschicht im vorgelagerten Prozessschritt abgetragen und anschließend der Fügevorgang eingeleitet. Um die Korrosionsbeständigkeit von MPS-Hybridverbindungen zu gewährleisten, wird bei dem Forschungsvorhaben mittels optimierter Oberflächen (makro-, mikro- und nanoskopische Strukturierung) sowie ohne jegliche Oberflächenvorbehandlung die Korrosionsermüdung bei der Schwingfestigkeit untersucht. Des Weiteren werden verschiedene Kurzzeitalterungstests durchgeführt sowie die Korrosionsermüdung mittels des vom *wpt* angewandten Prüfkonzepts während des Nachweises der Schwingfestigkeit untersucht. Angelehnt daran werden im Rahmen des Forschungsvorhabens folgende Fragen beantwortet:

- Welchen Einfluss hat die Oberflächenvorbehandlung auf die Korrosionsbeständigkeit?
- Wie anfällig ist die Fügestelle von MPS-Verbindungen auf Korrosion, insbesondere Spaltkorrosion?
- Ist eine Abdichtung des herstellungsbedingten Spalts zwischen den Fügepartnern erforderlich, um die Fügestelle vor korrosivem Angriff zu schützen?
- Welche Wirkung haben *aktive und passive* Schutzschichten (z.B. Zink, Lack) auf die mechanischen bzw. mechanisch-korrosiven Eigenschaften?

Bei der vierten Hypothese wird angenommen, dass die Methode des Laststeigerungsverfahrens, kombiniert mit Einstufenversuchen, zur effizienten Charakterisierung des Ermüdungs- und Schädigungsverhaltens bei artfremden Fügepaarungen bzw. MPS-Hybridblechen anwendbar ist. Das Kurzzeitverfahren zur Ermittlung der Ermüdungseigenschaften hat dabei in den Voruntersuchungen sein Potential aufgezeigt. Neben der Optimierung der Versuchsparameter, wie z.B. Startoberkraft ( $F_{o,Start}$ ), Oberkraftänderungsrate ( $dF/dN$ ) bzw. Wechselstromparameter ( $I, A$ ), ist der Einsatz weiterer Sensorik, wie z.B. akustische Hochfrequenzimpulsmessung oder Thermographie, zielführend. Folgende Fragestellungen sind daher interessant:

- Wie wird ein möglichst schonendes Einspannen der überlappten Hybridbleche in die Prüfmaschine mit zielführender uniaxialer Beanspruchung gewährleistet?

- Welche Sensorik eignet sich zur Ermittlung der Ermüdungsvorgänge während des Versuchs und damit am besten zur Abschätzung der Lebensdauer?
- Sind Kombinationen verschiedener Sensoren sinnvoll, um unterschiedliche Ereignisse/Mechanismen während der Ermüdung/Schädigung zu separieren?

### 4.3. Lösungsweg

Abbildung 15 illustriert den Lösungsweg bzw. methodischen Ansatz des Forschungsvorhabens sowie die Zuständigkeiten der beteiligten Forschungsstellen innerhalb der dargestellten Arbeitspakete (AP), deren Inhalte nun ausführlich wiedergegeben werden

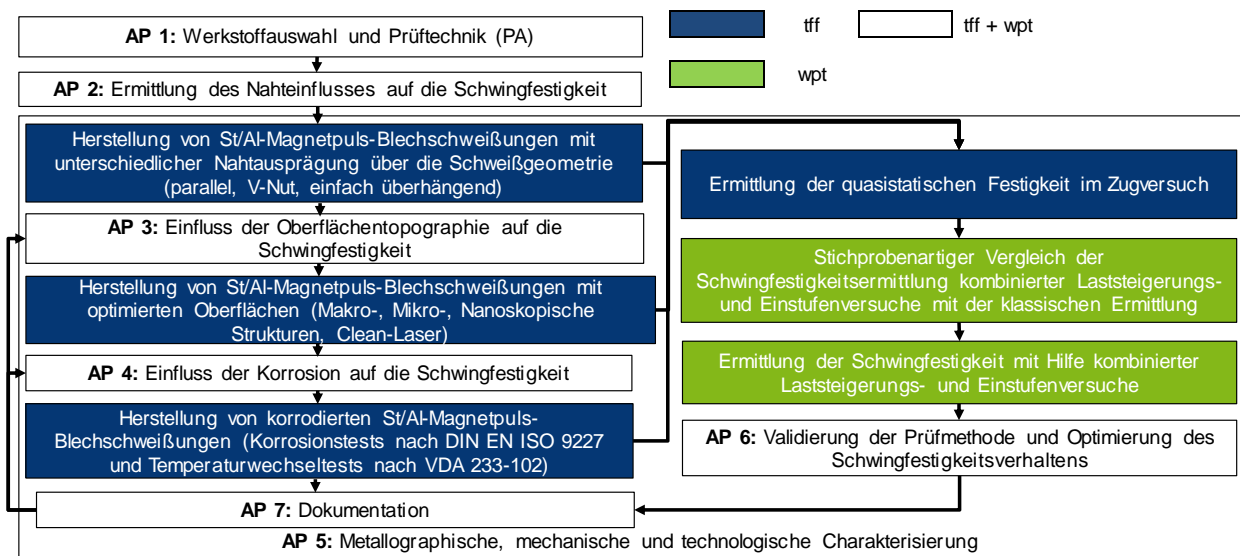


Abbildung 15: Methodischer Ansatz und Zuständigkeiten der Forschungsstellen

#### AP1: Erweiterung / Anpassung der Werkstoffauswahl und Prüftechnik

Ziel: Definition einzusetzender Werkstoffe und Anforderungen an die Fügeverbindung sowie Qualifizierung der einzusetzenden Sensorik für Schwingfestigkeitsuntersuchungen

Zu Beginn des Projektes wurden in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss (PA) zusätzlich zur Werkstoffkombination EN AW-1050A / S235JR weitere aus Sicht der Industrie relevante Werkstoffkombinationen festgelegt. Diese ebenfalls zu untersuchenden Werkstoffkombinationen setzen sich aus hochfestem Stahl (DP800), verzinktem Stahl (DP800-Z110MB) sowie Aluminiumlegierungen der 5000er und 6000er Serie zusammen und wurden unter Berücksichtigung der Verfahrensgrenzen in Abstimmung mit dem PA festgelegt. Die Verfahrensgrenzen selbst wurden durch die zurzeit am Markt erhältlichen Flachspulen sowie der am tff vorhandenen Analgentechnik und deren Limitierungen (Maximal applizierbare Entladeenergie des Impulsgenerators und der Flachspule) definiert.

Die angewendete Sensorik für die Schwingfestigkeitsuntersuchungen wurde auf Grundlage der durchgeführten Voruntersuchungen ausgewählt: Ein taktile Dehnungsaufnehmer sowie eine Wechselstrompotentialsonde. Zudem wurden weitere Einsatzmöglichkeiten anderer Sensoren untersucht um zu überprüfen, inwiefern Aussagen zum Ermüdungsverhalten bestimmt bzw. erweitert werden können. Zusätzlich zu der bereits definierten Sensorik, wurden in Kalibrierungsversuchen potentielle Erweiterungen evaluiert, wie z.B. der Einsatz von digitaler Bildkorrelation zur orts aufgelösten Lokalisierung maximaler Plastifizierungen in den Fügezonen, und die Erkenntnisse anschließend nach Möglichkeit mit prozessbedingten Mikrostrukturen korreliert.

## **AP2: Ermittlung des Nahteinflusses auf die Schwingfestigkeit**

Ziel: Optimale Nahtausprägung und Nachweis der Schwingfestigkeit

In diesem AP wurden die Blechschweißungen mit unterschiedlichen Nahtgeometrien hergestellt. Hierbei wurden drei Varianten der Prozessführung realisiert. Beginnend bei der Standardausführung – parallele Prozessführungsvariante – wurde mit Variation der Anlagen- und Prozessparameter (z.B. Entladeenergie, Beschleunigungsspalt) die Schweißprozessfenster definiert und die quasistatischen Festigkeiten für alle Werkstoffkombinationen in Zugversuchen in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 bestimmt. Zur Annäherung der optimalen Nahtausprägung wurden adäquat andere Nahtausprägungen – V-Nut und einfach überhängend – untersucht. Hierbei wurde der Kollisionswinkel zwischen 6° und 11° eingehalten, um ein optimales Ergebnis zu erzielen. Alle untersuchten Werkstoffkombinationen wurden hinsichtlich Schweißnaht- und Interfaceausprägung charakterisiert. Anschließend erfolgte die Ermittlung der Schwingfestigkeit mit Hilfe kombinierter LSV und ESV. Zur Validierung der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten wurden für optimierte Versuchsreihen die klassische Ermittlung der Wöhlerkurven teilfaktoriell durchgeführt (AP6).

## **AP3: Einfluss der Oberflächentopographie auf die Schwingfestigkeit**

Ziel: Optimaler Fertigungsprozess durch gezielte Topographieeinstellungen

Zur Herstellung qualitativ hochwertiger Schweißverbindungen wurden die Oberflächentopographien der Fügepartner vor dem Kollisions- bzw. Schweißvorgang variiert. Als Voraussetzung für eine qualitativ hochwertige Schweißnaht wurde eine Festigkeit von mindestens 90% der Grundfestigkeit des schwächeren Werkstoffes gefordert. Dabei wurden mit dem Lasersystem Clean-Laser CL50 auf den Fügepartnern (primär Target, da es bei Hybridverbindungen im Vergleich zum Flyer eine schlechtere Umformbarkeit aufweist) makro-, mikro-, nanoskopische Strukturen realisiert. Die Ermittlung der eingestellten Oberflächenstrukturen (z.B. Rauheit) wurde mittels FRT-Messungen durchgeführt. Die Ermittlung der optimalen Topographieeinstellung erfolgte anhand der quasistatischen Festigkeit. Anschließend wurde die Schwingfestigkeit der Verbindungen, die mit den optimalen Einstellungen gefertigt wurden, mittels kombinierter LSV und ESV charakterisiert.

Bei der Oberflächenvorbehandlung beschränkte sich der Einsatz primär auf den Laser, da die Laservorbehandlung von Bauteilen in der Industrie immer häufiger eingesetzt wird und gleichzeitig die Voruntersuchungen bereits Hinweise auf den positiven Einfluss auf die Verbindungseigenschaften und Reproduzierbarkeit lieferten.

#### **AP4: Einfluss der Korrosion auf die Schwingfestigkeit**

Ziel: Ableitung von Korrosionsschutzmaßnahmen für das Magnetpulsschweißen

Dieses AP widmet sich der Alterungsbeständigkeit der realisierten St/Al-Blechschiweißungen. Um die Alterung der Hybridverbindungen zu ermitteln, wurden Kurzzeitalterungstests angesetzt. Darunter fallen der Salzsprühnebeltest nach DIN EN ISO 9227 und Temperaturwechseltest nach VDA 233-102. Wie mit dem PA einstimmig entschieden, wurden die Temperaturwechseltests nicht durchgeführt, da diese im Vergleich zum alleinigen Salzsprühnebeltest lediglich zur beschleunigten Korrosion führen würden und daher kein weiterer Erkenntnisgewinn über die Korrosionsvorgänge zu erwarten ist. Stattdessen wurden in Abstimmung mit dem PA Hochgeschwindigkeitszugprüfungen an optimierten Versuchsreihen als Ersatz durchgeführt (AP6). Die quasistatischen bzw. zyklischen Eigenschaften der korrodierten St/Al-Hybridverbindungen wurden in Zugversuchen bzw. in kombinierten Laststeigerungs- und Einstufenversuchen ermittelt. Des Weiteren wurde in Absprache mit dem PA angesichts der Ergebnisse zu den Salzsprühnebeltest-Versuchen auf die in situ Versuche in einer Korrosionskammer verzichtet, da ebenfalls keine neuen Erkenntnisse durch in situ Korrosionsversuche zu erwarten waren. Stattdessen wurden die magnetimpulsgeschweißten St/Al-Hybridverbindungen, um eine direkte Exposition der Schweißnaht zu gewährleisten, mittels Wasserstrahlschneiden zugeschnitten und ebenfalls dem Salzsprühnebeltest nach DIN EN ISO 9227 ausgesetzt und der Einfluss der Korrosion mechanisch charakterisiert. Basierend auf den Ergebnissen zum Korrosionseinfluss wurden zielführende Korrosionsschutzmaßnahmen (Kathodisches Tauchlackierung, MPS von verzinkten Stählen) erarbeitet, umgesetzt und die realisierten Proben nach der Salzsprühnebelprüfung im LSV mechanisch charakterisiert.

#### **AP5: Metallographische, mechanische und technologische Charakterisierung**

Ziel: Phänomenologische Untersuchungen an den Schweißproben

Die Charakterisierung der Schweißverbindungen wurde projektbegleitend und parallel zu den übrigen Arbeitspaketen durchgeführt. Darunter fällt die mechanische Charakterisierung der quasistatischen und zyklischen Belastbarkeit sowie die metallographische Charakterisierung der Schweißnaht. Zur mechanischen Charakterisierung der Schweißnaht bzw. der realisierten Hybridverbindung wurden quasistatische Zugversuche, instrumentierte LSV und ESV sowie für optimale Versuchsreihen Hochgeschwindigkeitszugversuche durchgeführt. Die metallographische Untersuchung beinhaltet die Charakterisierung der Schweißnahtausprägung sowie des Fügezonneninterface anhand von Querschliffen im Lichtmikroskop. Zusätzlich wurden die optimalen Versuchsreihen im Rasterelektronenmikroskop (REM/EDX) fraktographisch und hinsichtlich intermetallischer Phasen untersucht.



## **AP6: Validierung der Prüfmethode und Optimierung des Schwingfestigkeitsverhaltens**

Ziel: Erarbeitung von Schweißstrategien zur Steigerung der Prozessrobustheit

Das Arbeitspaket ist projektbegleitend und legt den Fokus auf die Optimierung der Schwingfestigkeit von magnetimpulsgeschweißten St/Al-Hybridverbindungen. Parallel zum Projekt und nach jeweiligen Meilensteinen erfolgte die Optimierung der Prüfsensorik für die kombinierten LSV und ESV bzgl. der Versuchs- und sensorischen Parameter. Die Ergebnisse der ermittelten teilfaktoriellen Wöhler-Kurven für optimierte Versuchsreihen wurden mit den Ergebnissen der Kurzzeit-Prüfmethode zu dessen Validierung verglichen. Zur Erreichung der in den einzelnen Arbeitspaketen aufgezeigten Ziele, liegt der Schwerpunkt dieses APs auf der Optimierung der Schwingfestigkeit magnetimpulsgeschweißter St/Al-Hybridverbindungen unter Berücksichtigung der Schweißprozessparameter, -geometrie, Oberflächentopographie und sowie der Ableitung der optimalen Schweißstrategie.

## **AP7: Dokumentation**

Ziel: Transfer der Ergebnisse

Die Berichterstellung beinhaltet den Zwischen- und Abschlussbericht. Der Fokus liegt auf dem Transfer der Ergebnisse. Hierbei werden Handlungsempfehlungen sowie die erarbeiteten Schweißstrategien aufgezeigt und zur Verfügung gestellt:

- Anwendungsübergreifende Empfehlungen hinsichtlich optimaler Nahtausprägung
- Optimale Oberflächentopographie, verbunden mit der Interfacemorphologie und der Korrelation zu statischen und dynamischen Belastbarkeit
- Korrosionsschutzmaßnahmen für unterschiedliche Nahtausprägungen und Oberflächenvorbehandlungsmöglichkeiten
- Qualifizierung der Ermittlung der Schwingfestigkeit mit Hilfe kombinierter LSV und ESV für Hybridverbindungen.

## 5. Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

In diesem Kapitel wird auf die Probenherstellung, -präparation sowie die Analyse- und Prüfmethoden eingegangen. Die Probenherstellung und -präparation umfasst dabei die verwendeten Werkstoffe und untersuchten Werkstoffkombinationen, das Magnetimpulsschweißen der Bleche, die Einstellung und Erfassung der Oberflächentopographien als auch die Korrosionsauslagerung, die kathodische Tauchlackierung und das Wasserstrahlschneiden der Proben für direkte Exposition der Schweißnaht. Abschließend werden die genutzten Prüfmethode zur quasistatischen, dynamischen und zyklischen Charakterisierung der Stahl/Aluminium Hybridverbindungen sowie die Analysemethoden zur Charakterisierung der Schweißnaht- und Interfaceausprägung vorgestellt.

### 5.1. Probenherstellung und Probenpräparation

#### 5.1.1. Werkstoffkombinationen

Basierend auf den Ergebnissen der Vorarbeiten im Rahmen der Antragsstellung sowie in Abstimmung mit dem PA wurden im Projekt die in Tabelle 1 wiedergegeben vier Werkstoffkombination für die Untersuchungen verwendet. Neben der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR wurden die industrierelevanten Werkstoffkombinationen EN AW-5754-H22 / DP800, EN AW-6016-T6 / DP800 sowie EN A-1050A-H14 / DP800-Z110MB, unter Berücksichtigung der MPS-Anlagen- und Spulenlimitierung, realisiert und untersucht.

Tabelle 1: Untersuchte Werkstoffkombinationen

Aluminiumlegierung - Flyer	Stahllegierung - Target
EN AW-1050A-H14	S235JR
EN AW-5754-H22	DP800
EN AW-6016-T6	DP800
EN AW-1050A-H14	DP800-Z110MB

Aufgrund der für das MPS notwendigen Werkstoffcharakteristiken (elektrische Leitfähigkeit, Umformvermögen, etc.) wurde bei allen Versuchen die Aluminiumlegierungen als Flyer und die Stahllegierungen als Target verwendet. Für die Schweißversuche wurden alle Legierungen als Dünnbleche in den Dimensionen 100x40 mm angesetzt. Die Wandstärke, die chemische Zusammensetzung sowie die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Aluminium- und Stahlbleche sind in Tabelle 2 und Tabelle 3 wiedergegeben.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Aluminiumlegierungen

<b>Chemische Zusammensetzung nach DIN EN 573-3:2013</b>									
Aluminiumlegierung	[%]	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
EN AW-1050A-H14 (Al 99,5)	Min.	-	-	-	-	-	-	-	-
	Max.	0,25	0,4	0,05	0,05	0,05	-	0,07	0,05
EN AW-5754-H22 (Al Mg3)	Min.	-	-	-	-	2,6	-	-	-
	Max.	0,4	0,4	0,1	0,5	3,6	0,3	0,2	0,15
EN AW-6016-T6 (Al Si1,2Mg0,4)	Min.	1,0	-	-	-	0,25	-	-	-
	Max.	1,5	0,5	0,2	0,2	0,6	0,1	0,2	0,15
<b>Mechanische Eigenschaften nach DIN EN 485-2:2013</b>									
Aluminiumlegierung	Blechstärke [mm]	R <sub>m</sub> [MPa]		R <sub>p0,2</sub> [MPa]		A <sub>50</sub> [%]			
		Min.	Max.	Min.	Max.	Min.			
EN AW-1050A-H14 (Al 99,5)	1,5	105	145	85	-	2			
EN AW-5754-H22 (Al Mg3)	1	220	270	130	-	8			
EN AW-6016-T6 (Al Si1,2Mg0,4)	1,25	260	300	180	260	10			

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der verwendeten Stahllegierungen

<b>Chemische Zusammensetzung nach DIN EN 10346:2015</b>									
Stahllegierung	[%]	C	Mn	P	S	N	Cu	<sup>1</sup> C <sub>E</sub>	
S235JR (1.0038)	Min.	-	-	-	-	-	-	-	
	Max.	0,17	1,4	0,035	0,035	0,012	0,55	0,35	
Stahllegierung	[%]	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr + Mo	Nb + Ti
DP800 (1.0943)	Min.	-	-	-	-	-	0,015	-	-
	Max.	0,18	0,8	2,5	0,08	0,015	2,0	1,4	0,15
DP800-Z110MB (1.0943) Zinkschicht 6,9 µg	Min.	-	-	-	-	-	0,015	-	-
	Max.	0,18	0,8	2,5	0,08	0,015	2,0	1,4	0,15
<b>Mechanische Eigenschaften nach DIN EN 10346-2015</b>									
Stahllegierung	Blechstärke [mm]	R <sub>m</sub> [MPa]		R <sub>p0,2</sub> [MPa]		A <sub>50</sub> [%]			
		Min.	Max.	Min.	Max.	Min.			
S235JR (1.0038)	1,5	510	235	-	18	510			
DP800 (1.0943)	1,5	-	440	550	14	-			
DP800-Z110MB (1.0943) Zinkschicht 6,9 µg	1,5	-	440	550	14	-			

$${}^1C_E = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15$$

### 5.1.2. Magnetimpulsschweißen

Die Schweißversuche wurden mit der am *tff* zur Verfügung stehenden Magnetimpulsanlage BlueWave PS48-16 des Herstellers PSTproducts GmbH durchgeführt. Die Anlage zeichnet sich durch eine einfache Handhabung aus und kann eine maximale Entladeenergie von 48 kJ bei einer maximalen Ladespannung von 16 kV bereitstellen. Mit dem System sind theoretisch 12 Stromstöße pro Minute mit einem maximal applizierbaren Pulzspitzenstrom von 480 kA möglich.

Als Schweißwerkzeug wurde eine Flachspule des Typs B80/10 verwendet. Die Flachspule kann bis zu einem Pulzspitzenstrom von 500 kA betrieben werden und ihr operativer Bereich (Steg) zeichnet sich durch eine Steglänge von 80 mm und eine Stegbreite von 10 mm aus (siehe Abbildung 16 b)). Zur Erfassung des Stromverlaufs bzw. der exponentiell gedämpften Sinus-Schwingung während des Schweißvorganges wurde eine Rogowski-Spule eingesetzt, die die Entladeleitungen der Magnetimpulsanlage hin zum Schweißstisch, auf dem Flachspule mit dem Stromleitungsklemmblock verschraubt ist, umschließt (siehe Abbildung 16 a)). Die Messdaten der Rogowski-Spule wurden im Protokoll der Magnetimpulsanlage zusammen mit der Pulsnummer und der eingesetzten Entladeenergie gespeichert.

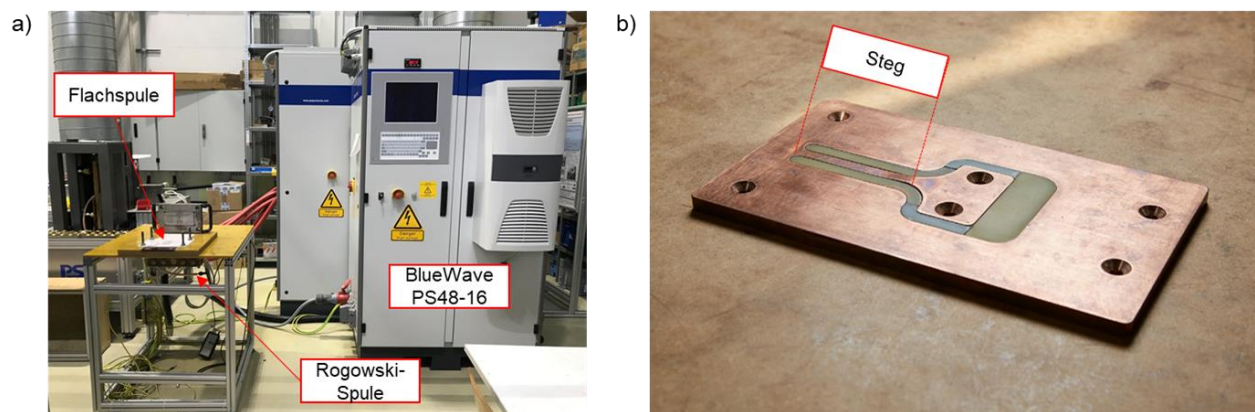


Abbildung 16: a) MPS-Versuchsanlage und b) Flachspule B80/10

Abbildung 17 gibt den Ablauf der Versuchsdurchführung beim Magnetimpulsschweißen wieder. Dieser beginnt damit, dass die Fügepartner vor der Positionierung über der isolierten Flachspule im potentiellen Kollisionsbereich mit Sika Remover 208 und Aceton gereinigt wurden. Anschließend wurde der Flyer anhand der auf der Isolierfolie vorhandenen Markierungen über dem Steg positioniert und der gewünschte Beschleunigungsabstand mittels GFK-Spacern eingestellt. Im Anschluss wurde das Target anhand der Markierungen über dem Flyer positioniert und entsprechend des angesetzten Überlapp (in diesem Fall 30 mm) ausgerichtet. Die positionierten Fügepartner wurden mit dem Niederhalter fixiert, das ganze Konstrukt am Arbeitstisch mit vier Muttern gegengekontert (optimiertes Niederhalterkonzept) und letztendlich der Schweiß- / Entladevorgang mit der gewünschten Entladeenergie gestartet.

Im Laufe der Projektbearbeitung erwies sich das ursprünglich Niederhalterkonzept (Niederhalterfixierung mittels Kniehebel) als nicht zufriedenstellend, da insbesondere bei den anspruchsvollen Werkstoffkombinationen, wie beispielsweise EN AW-6016-T6 / DP800, die erzielten Aufschlagsgeschwindigkeiten des Flyers derart hoch ausfielen, dass die Kniehebel dem vorliegendem Kollisionsdruck nicht genügten und mit einer Verschlechterung und geringeren Reproduzierbarkeit

des Schweißergebnisses einhergehen. Als Korrekturmaßnahme wurde das in Abbildung 17 dargestellte Niederhalterkonzept ausgearbeitet und erfolgreich umgesetzt.

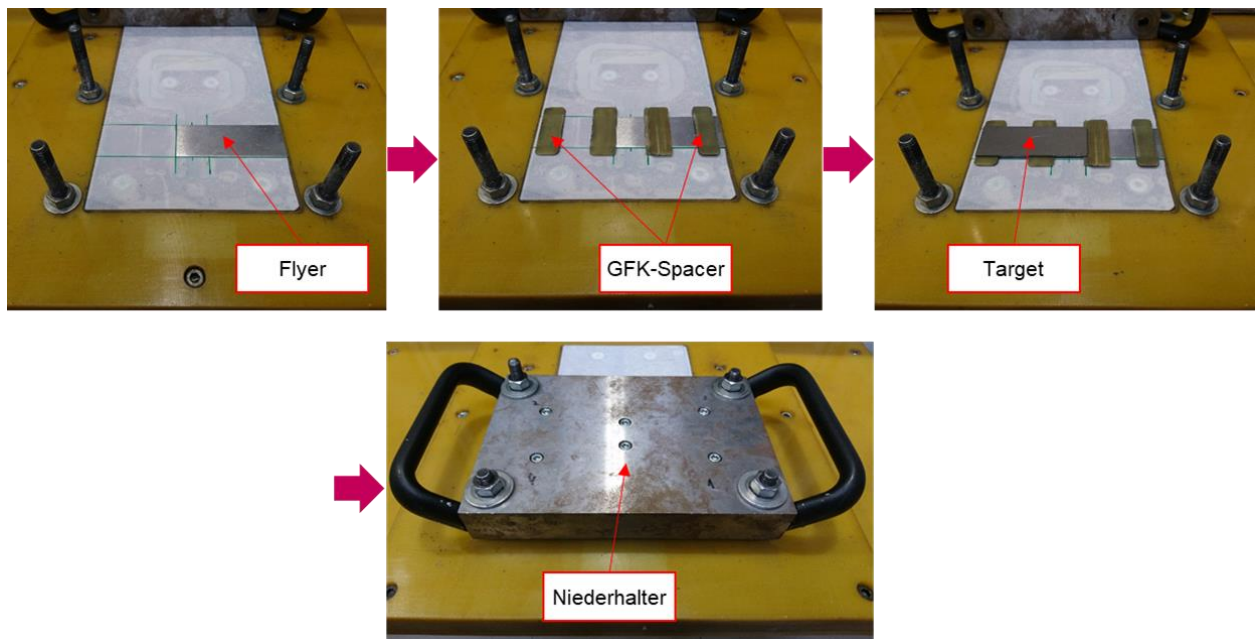


Abbildung 17: Ablauf der Versuchsdurchführung beim Magnetimpulsschweißen mit optimiertem Niederhalterkonzept.

Die Entladeenergie wurde im Rahmen aller Versuche in einem Bereich von 9 kJ bis 26 kJ variiert und ein Pulzspitzenstrom in einem Bereich von 267 kA bis 465 kA erzielt. Der Beschleunigungsabstand wurde in einem Bereich von 1 mm bis 2 mm variiert. Die Entladefrequenz belief sich beim ursprünglichen Niederhalterkonzept auf durchschnittlich 19,6 kHz und beim optimiertem Niederhalterkonzept auf durchschnittlich 20,1 kHz.

### 5.1.3. Schweißgeometrien

Im Projekt wurden die Magnetimpulsschweißungen mit insgesamt 3 Schweißgeometrien durchgeführt. Diese waren die in Abbildung 18 dargestellte parallele und einfach überhängende Schweißgeometrie sowie die in Abbildung 19 dargestellte V-Nut-Schweißgeometrie.

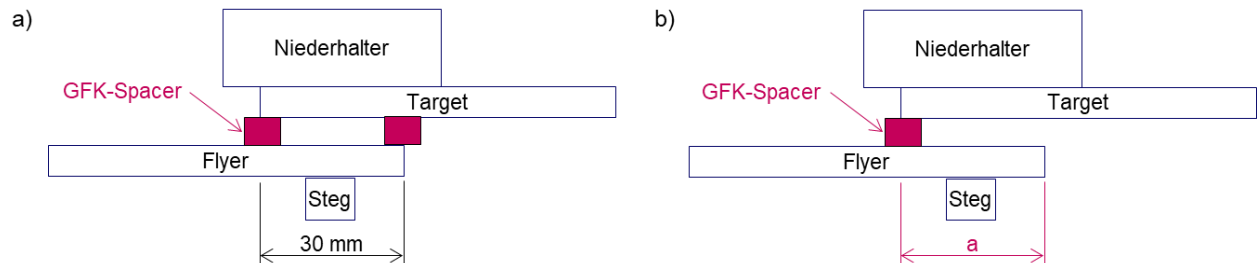


Abbildung 18: Schematische Darstellung der a) parallelen Schweißgeometrie und b) einfach überhängenden Schweißgeometrie

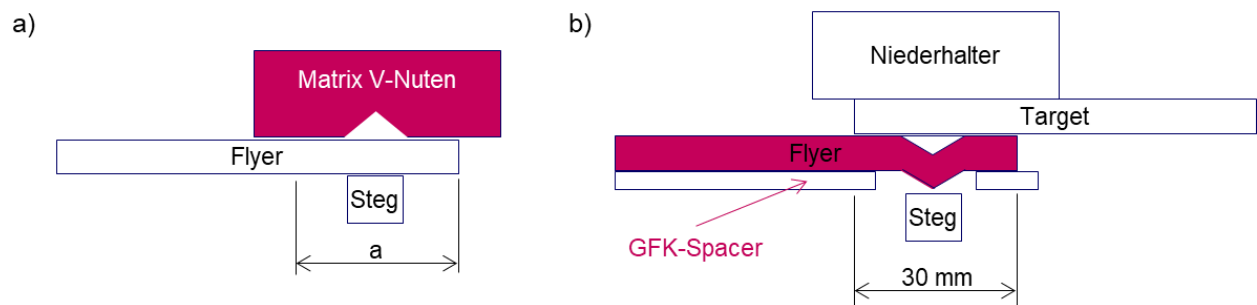


Abbildung 19: Schematische Darstellung a) zur Herstellung der V-Nut und b) der V-Nut Schweißgeometrie

Die parallele Schweißgeometrie stellt die Standardausführung beim MPS von Blechen dar und zeichnet sich dadurch aus, dass der Spalt zwischen den Fügepartnern beidseitig mittels der GFK-Spacer eingestellt wird. Die Fügepartner wurden bei dieser Schweißkonfiguration stets mit einem konstant bleibendem Überlapp von 30 mm, aber variierenden Entladeenergien und Beschleunigungsabständen verschweißt (siehe Abbildung 18 a)).

Die einfach überhängende Schweißgeometrie zeichnet sich dadurch aus, dass die GFK-Spacer im Vergleich zur parallelen Schweißgeometrie nur noch einseitig zwischen den Fügepartnern positioniert wurden (siehe Abbildung 18 b)). Gleichzeitig wurde bei dieser Schweißkonfiguration der Überlapp der Fügepartner in einem Bereich von 10 mm bis 30 mm bei konstant bleibender Entladeenergie und Beschleunigungsabstand variiert.

Charakteristisch für die V-Nut-Schweißgeometrie ist die Realisierung des Beschleunigungsabstandes über eine im Flyer vorgeformte V-Nut. Hierfür wurde der Flyer vor dem eigentlichen Schweißversuch mit 5 kJ in eine V-Nut Matrix beschleunigt (siehe Abbildung 19 a)). Beim anschließenden MPS konnten die Fügepartner dadurch, wie in Abbildung 19 b) ersichtlich, direkt übereinander bei einem konstant bleibendem Überlapp von 30 mm positioniert werden. Insgesamt wurden in Anlehnung an die Vorarbeiten im Rahmen der Antragsstellung Magnetimpulsschweißungen mit vier V-Nuten (Abmaße in Tabelle 4) umgesetzt.

Tabelle 4: Abmaße der verwendeten V-Nut Schweißgeometrien

V-Nut Winkel [°]	6	8	10	12
V-Nut Höhe [mm]	1,05	1,41	1,76	2,13

### 5.1.4. Einstellung der Oberflächentopographien

Zur Einstellung der Oberflächentopographie der Fügepartner wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss auf die Laservorbehandlung zurückgegriffen. Hierfür kam das Lasersystem Clean-Laser CL50 des Herstellers Clean-Lasersysteme GmbH zum Einsatz (siehe Abbildung 20 a)), welches sich durch eine maximale Strahlenquellenleistung von 50 W sowie eine Laser-Wellenlänge von 1064 nm auszeichnet und in einem Pulsfrequenzbereich von 40 – 200 kHz betrieben werden kann. Zur Ermittlung der eingestellten Oberflächentopographien /-strukturen kam ein optisches Profilometer des Herstellers FRT GmbH zum Einsatz (siehe Abbildung 20 b)).

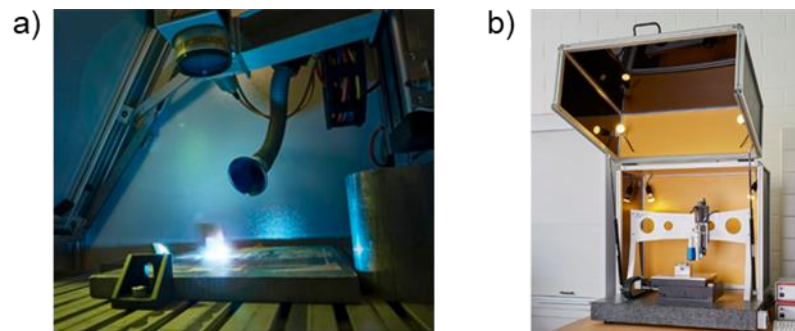


Abbildung 20: a) Lasersystem CleanLaser CL 50 und b) optisches Profilometer von FRT GmbH

In Anlehnung an die Ergebnisse der Vorversuche wurde als Laservorbehandlung die Laserablation und die Laserstrukturierung angesetzt. Während die Laserablation in erster Linie durch das Verdampfen der Werkstoffoberflächen als Reinigungsprozess zu verstehen ist und zu einer homogenen Oberflächentopographie führt, zeichnet sich die Laserstrukturierung durch zusätzlich zum Reinigungsprozess quer zur Schweißrichtung eingebrachte Konturen (Furchen) aus (siehe Abbildung 21).

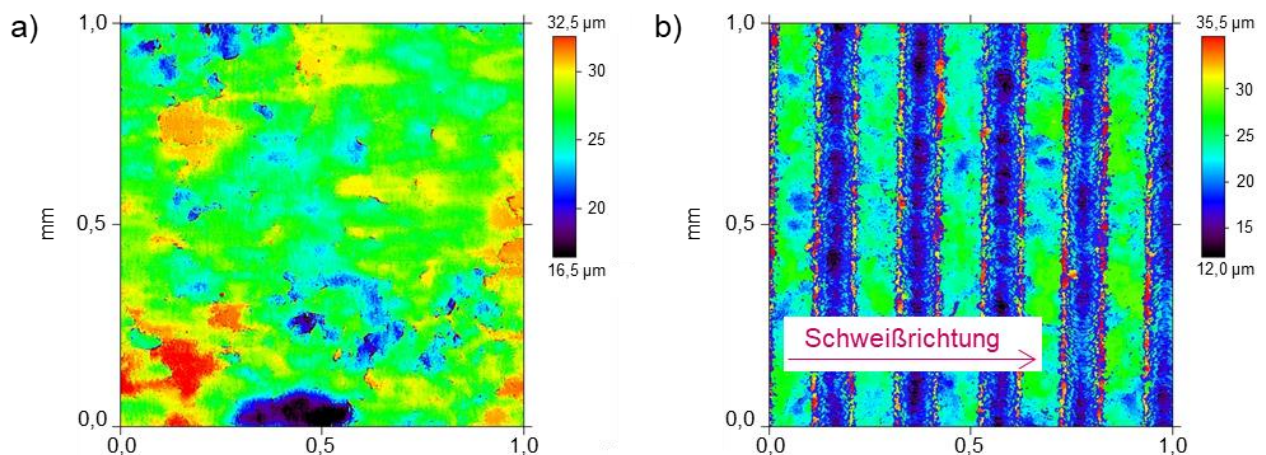


Abbildung 21: Mittels Laser eingestellte Oberflächentopographie: a) Laserablation und b) Laserstrukturierung

Zur Untersuchung des Einflusses der Oberflächentopographie wurden die in Tabelle 5 dargestellten Werkstoffe für die Schweißversuche mit entsprechenden Oberflächentopographien bzw. -strukturen angesetzt.

Tabelle 5: Kennwerte der mittels Laservorbehandlung eingestellten Oberflächentopographien und -strukturen der untersuchten Werkstoffe

Werkstoff	Laserablation		Laserstrukturierung				
	R <sub>a</sub> [µm]	R <sub>z</sub> [µm]	R <sub>a</sub> [µm]	R <sub>z</sub> [µm]	Furchen- tiefe [µm]	Furchen- breite [µm]	Furchenab- stand [µm]
EN AW-1050A-H14	0,4	10,7	4,8	61,7	25	70	187
EN AW-6016-T6	0,9	18,8	2,3	22,7	5	90	218
S235JR	0,9	21,8	2,7	30,2	10	100	200
DP800	0,8	11,5	2,6	33,4	10	100	200

Des Weiteren ergab sich im Projektverlauf die Notwendigkeit, das auf dem DP800 im Auslieferungszustand vorhandene Korrosionsschutzmittel ANTICORIT PL 3802 39 LV zu entfernen und dessen erfolgreiche Entfernung nachzuweisen, um einen negativen Einfluss des Korrosionsschutzmittels auf das Schweißergebnis auszuschließen. Hierfür wurde sich der Fourier-Transformations-Infrarotspektroskopie bedient, welche mit dem FT-IR-Mikroskop LUMOS des Herstellers Brucker Daltonik GmbH durchgeführt wurde (siehe Abbildung 22 a)). Mehrere Bleche des DP800 im Auslieferungszustand wurden nach der Behandlung mit Sika Remover 208 und Aceton, sowie nach der Laserablation, spektroskopiert und der Nachweis zur erfolgreichen Entfernung über die im Korrosionsschutzmittel (Laut Datenblatt Basisöl > 91 % naphthenisch) vorhandenen CH-Gruppen durchgeführt.

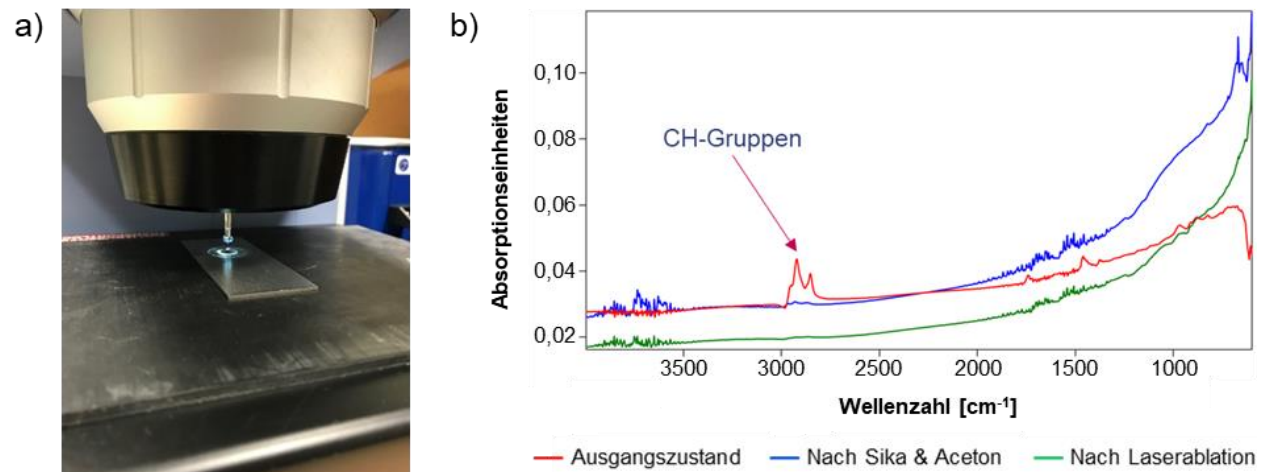


Abbildung 22: a) DP800-Blech unter dem FT-IR Mikroskop. b) Ergebnisse der FT-IR-Spektroskopie

Wie in Abbildung 22 b) ersichtlich ergaben die Spektroskopien bereits nach der Behandlung des DP800 mit dem Sika Remover 208 und Aceton eine deutliche Reduzierung der im Korrosionsschutzmittel vorhandenen CH-Gruppen. Die Spektroskopieergebnisse der laserablatierten Proben bestätigen letztendlich die erfolgreiche Entfernung des Korrosionsschutzmittels.



### 5.1.5. Korrosionsauslagerung und direkte Schweißnahtexposition

Für die Umsetzung der Kurzzeitalterung wurde gemäß den Erläuterungen zum AP 4 in Kapitel 4.3 in Abstimmung mit dem PA der Salzsprühnebeltest in Anlehnung an DIN EN ISO 9227 durchgeführt. Hierfür kam die Salzsprühnebelkammer SC/KWT1000 des Herstellers Weiss Umwelttechnik GmbH zum Einsatz. Die verschweißten Proben wurden gemäß der Norm unter Verwendung einer 5% Natriumchloridlösung einem neutralen Salzsprühnebel (pH-Wert von 6,5 bis 7,2) ausgesetzt und für Expositionsdauern von 120 h, 480 h und 1008 h in der Salzsprühnebelkammer gelagert. Dabei wurden sowohl Proben ohne als auch mit verzinkten Blechen sowie mit vollständiger kathodischer Tauchlackierung dem Test unterzogen (siehe Abbildung 23).

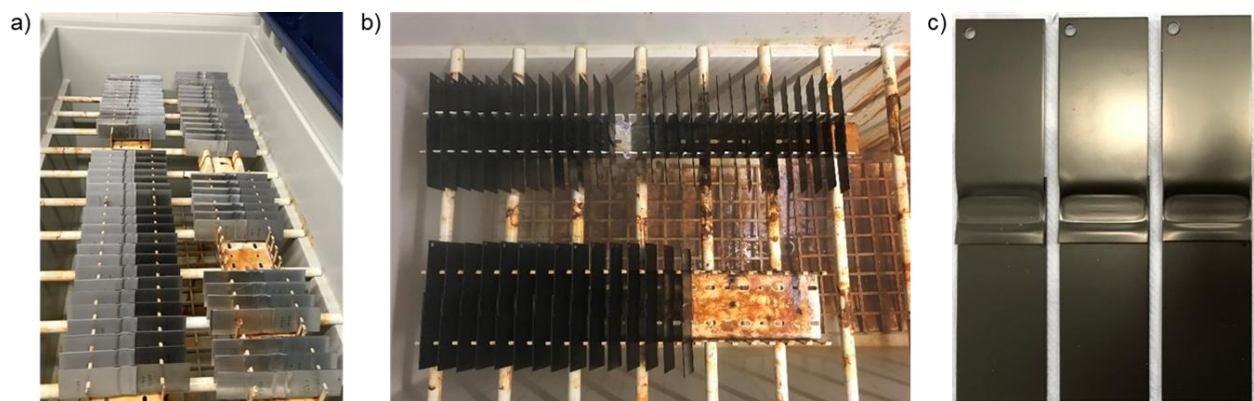


Abbildung 23: MPS-Proben mit a) verzinkten/unverzinkten Blechen sowie b) mit kathodischer Tauchlackierung in der Salzsprühnebelkammer SC/KWT1000; c) MPS-Proben nach der kathodischen Tauchlackierung.

Des Weiteren wurde in Absprache mit dem PA angesichts der Ergebnisse der Salzsprühnebeltest-Versuche eine direkte Exposition der Schweißnaht angesetzt. Hierfür wurden die verschweißten MPS-Proben gemäß der Skizzierung in Abbildung 24 a) mittels Wasserstrahlschnitt längs in gleich große Abschnitte (10 mm) zugeschnitten. Die Zuschnitte wurden ebenfalls gemäß DIN EN ISO 9227 unter den zuvor wiedergegebenen Expositionsbedingungen in der Salzsprühnebelkammer ausgelagert (siehe Abbildung 24 b) und c)).

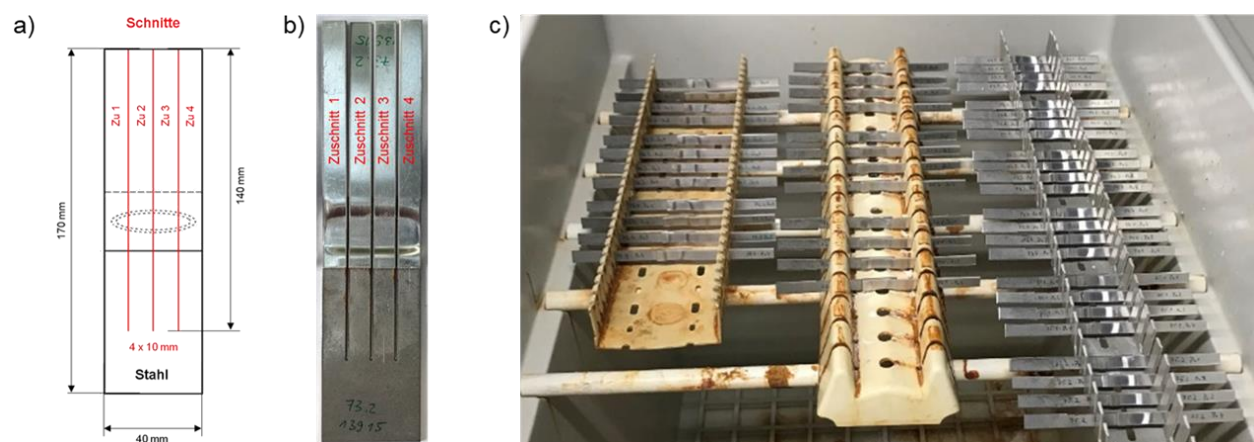


Abbildung 24: a) Skizze zur wasserstrahlg geschnittenen MPS-Probe, b) MPS-Probe nach dem Wasserstrahlschnitt und c) zugeschnittene MPS-Proben in der Salzsprühnebelkammer SC/KWT1000

## 5.2. Prüf- und Analysemethoden

In diesem Kapitel erhält der Leser eine Übersicht über die zum Einsatz gekommen Prüf- und Analysemethoden, die zur mechanischen Charakterisierung der Schweißnahtfestigkeiten als auch zur mikroskopischen Charakterisierung der Schweißnaht- und Interfaceausprägungen zum Einsatz kamen.

Für die mechanische Charakterisierung wurden alle erfolgreich verschweißten Proben in Anlehnung an DIN EN ISO 14324 mit GFK-Ausgleichsplättchen beklebt (siehe Abbildung 25), da durch die Probengeometrie unter Zugbelastung ein Biegemoment auftritt, das neben der reinen Scherbeanspruchung zusätzlich eine für die Schweißnaht ungünstige Schälbeanspruchung zu Folge hat. Die GFK-Ausgleichsplättchen dienen zur Zentrierung der Lasteinleitung und somit der Reduzierung des Biegemoments

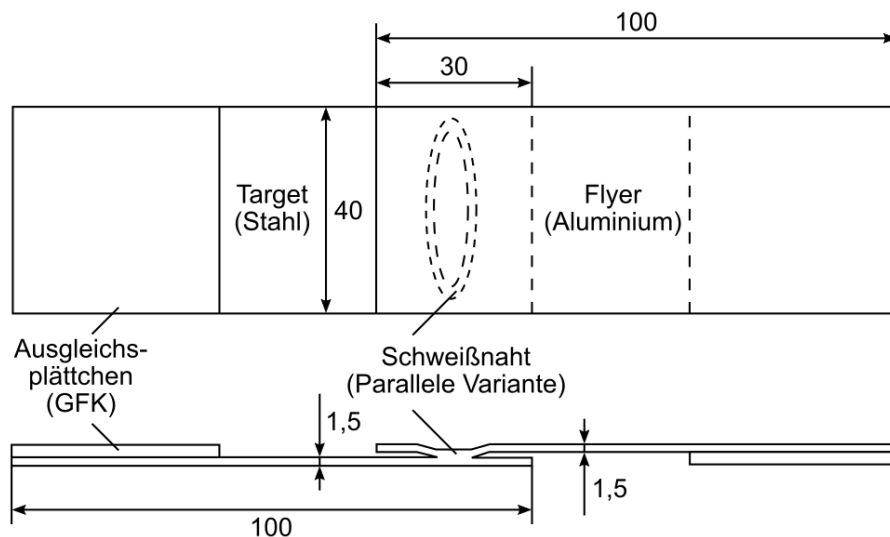


Abbildung 25: GFK-Ausgleichsplättchen in Anlehnung an DIN EN ISO 14324, dargestellt am Beispiel der parallelen Schweißgeometrie

### 5.2.1. Quasistatische und dynamische Untersuchungen

Zur Ermittlung der quasistatischen Festigkeit wurde die Universalprüfmaschine Z100 des Herstellers Zwick GmbH & Co. KG. verwendet, um Zugprüfungen mit der in Abbildung 25 wiedergegebenen Prüfgeometrie in Anlehnung an DIN EN ISO 14273 durchzuführen (siehe Abbildung 26 a)). Als Prüfgeschwindigkeit wurden 10 mm/min angesetzt und die Längenänderung wurde mittels Traverse bis zum Versagen der Probe erfasst. Für die Auswertung wurde die durch den Kraftaufnehmer (30 kN) ermittelte maximale Zugkraft herangezogen.

Die Ermittlung der dynamischen Festigkeit erfolgte mittels der Hochgeschwindigkeitsprüfmaschine HTM 5020 des Herstellers Zwick GmbH & Co. KG., wobei die Hochgeschwindigkeitszugprüfungen in Anlehnung an SEP 1230 sowie DIN EN ISO 26203-2 durchgeführt wurden. Die applizierte Prüfgeschwindigkeit belief sich auf 15 m/s und die Dehnungsbestimmung erfolgte über ein Bildkorrelationssystem mit zwei Hochgeschwindigkeitskameras des Typs Photron Fastcam

SA-X2 1080k. Die Hochgeschwindigkeitskameras wurden auf den Überlappbereich der gespeckelten Probe (Aluminiumseite) während des Prüfablaufs ausgerichtet (siehe Abbildung 26 b) und c)).

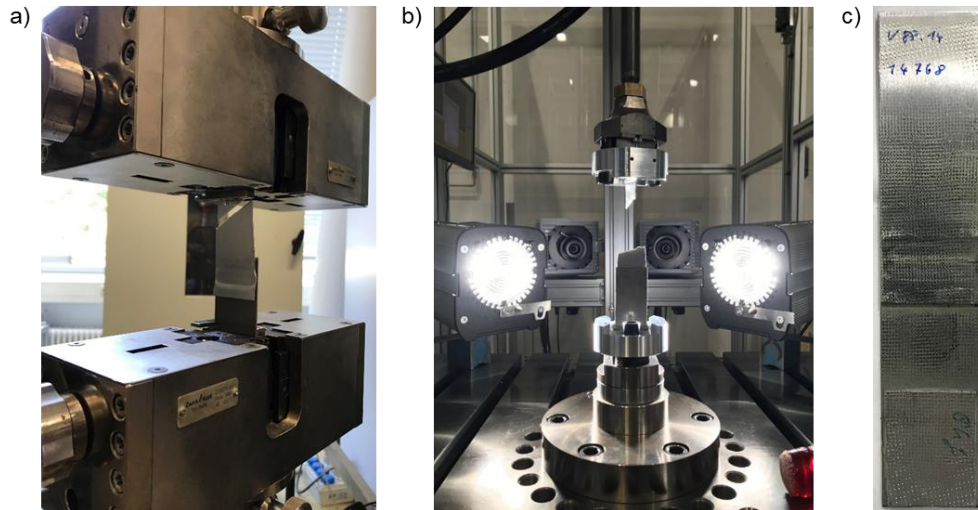


Abbildung 26: Versuchsaufbau a) des quasistatischen Zugversuchs und b) des Hochgeschwindigkeitszugversuchs; c) MPS-Probe mit Speckle-Muster

## 5.2.2. Schwingfestigkeitsuntersuchungen

Um für eine Vielzahl an zu untersuchenden Parametern zeit- und kosteneffizient eine Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens vornehmen zu können, wurde eine kombinierte Prüfung mittels zyklischer Laststeigerungs- und Einstufenversuche vorgenommen (in dieser Arbeit auch als Kurzzeitverfahren (KZV) bezeichnet). Abbildung 27 zeigt die verwendeten Prüfmethoden anhand von Schema-Skizzen.

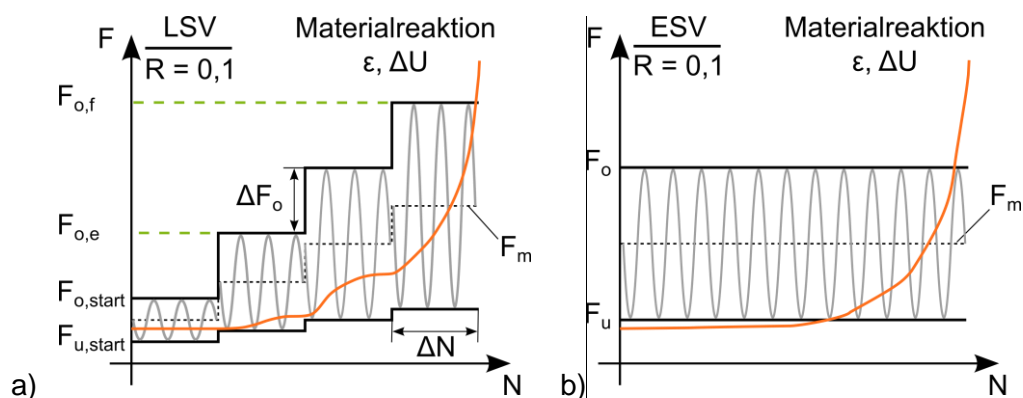


Abbildung 27: a) Laststeigerungsversuchs- und b) Einstufenversuchsmethodik

Abbildung 27 a) visualisiert die Laststeigerung im Laststeigerungsversuch (LSV) anhand eines stufenförmigen Beispiels: Nach definierter Lastspielzahl  $\Delta N$ , in diesem Fall 2500 Zyklen, wird die aufgebrachte Oberkraft  $F_o$  definiert um  $\Delta F_o$  gesteigert (hier 100 N). Durch simultane Rückmeldung von Werkstoffkenngrößen, die mittels Messtechnik aufgezeichnet werden, wird eine Abschätzung des Werkstoffverhaltens anhand der mikrostrukturellen Werkstoffreaktionen lastabhängig durchgeführt. In diesem Beispiel sind erste Veränderung ab der zweiten Stufe erkennbar, sodass die dort vorliegende Kraft  $F_{o,e}$  als Kraft angenommen wird, bei der im Einstufenversuch

noch eine Bruchlastspielzahl  $N_B$  im Zeitfestigkeitsbereich (High-Cycle-Fatigue (HCF)  $>10^5$  Zyklen) vorliegt. Die Bruchoberkraft  $F_{max,f}$  wiederum stellt eine Kraft dar, bei der im Einstufenversuch eine Bruchlastspielzahl  $N_B$  im Kurzzeitfestigkeitsbereich (Low-Cycle-Fatigue (LCF)  $<10^5$  Zyklen) vorliegt. Ein schematischer Ablauf eines Einstufenversuchs (ESV) ist in Abbildung 27 b) dargestellt. In diesem wird die Bruchlastspielzahl für eine definierte Oberkraft ermittelt. Auch hier werden simultan, zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens, mittels Messtechnik Werkstoffreaktionen aufgezeichnet. Werden nun nach einem Laststeigerungsversuch zwei Einstufenversuche bei den Kräften  $F_{o,e}$  und  $F_{o,f}$  mit dem Ziel des Erreichens einer Durchläufer-Lastspielzahl von  $2 \cdot 10^6$  Zyklen durchgeführt, liegt eine Basis zur Abschätzung des Ermüdungsverhaltens im LCF- und HCF-Bereich vor.

Ziel der Anwendung dieses Verfahrens in diesem Forschungsvorhaben war es, für eine Vielzahl an Parametern einen Überblick über die Ermüdungsfestigkeiten im LCF- und HCF-Bereich zu erhalten und darüber eine Bewertung der Magnetpulsschweißung der Hybridverbindung vornehmen zu können. In Kapitel 6. Versuchsergebnisse wird die Anwendung des Verfahrens und ein Eindruck der Gültigkeit anhand von Validierungen mittels teilfaktorierter Wöhlerkurven dargestellt.

Für die Schwingfestigkeitsuntersuchungen bzw. zyklische Prüfung wurde auf servohydraulische Prüfmaschinen gesetzt. Abbildung 28 zeigt die, nach vorläufigen Testversuchen verschiedener Messmittel zur instrumentierten Prüfung, genutzten Versuchsaufbauten.

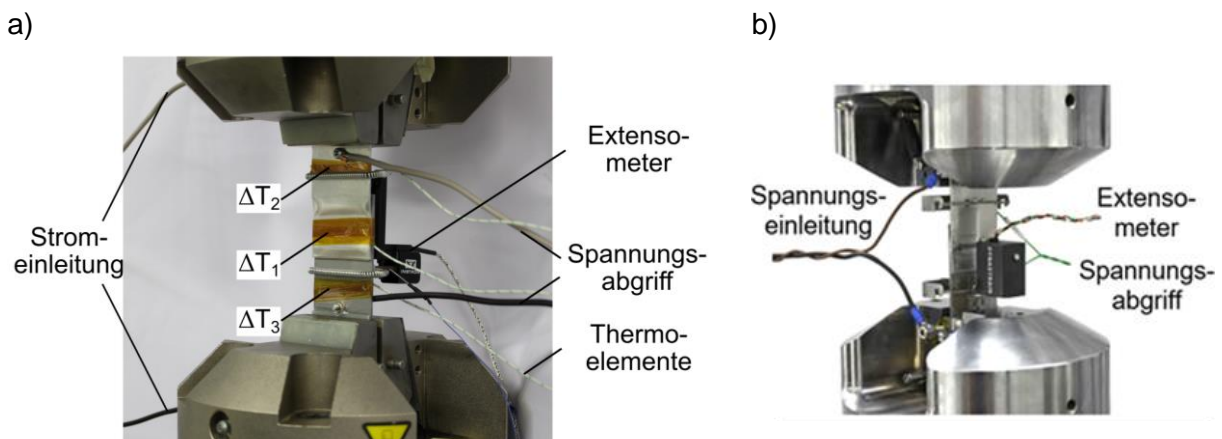


Abbildung 28: Versuchsaufbau an der a) Schenk PC63M und b) Shimadzu EHF-EV50 mit applizierter Messtechnik

Hierbei ist anzumerken, dass nach anfänglichem Beginn der Untersuchungen an einer Prüfmaschine vom Hersteller Schenck (PC63M Maximalkraft von  $\pm 63$  kN, Instron Controller 8800, siehe Abbildung 28 a), ab den Untersuchungen zu den entladestromabhängigen Eigenschaften der parallelen Schweißgeometrien aus EN AW-6016-T6 und DP800 in AP2, und damit maßgeblich, auf ein Prüfsystem des Herstellers Shimadzu (Typ EHF-EV50, Maximalkraft von  $\pm 50$  kN, siehe Abbildung 28 b) gesetzt wurde. Letztere bietet eine genauere Regelgüte in Bezug auf sinusförmige zyklische Kraftaufbringung (Maximalkraft von 50 kN statt vorher 63 kN), was die Vergleichbarkeit der Ergebnisse untereinander und zu externen Publikationen steigert. Des Weiteren wurde mit dem Maschinenwechsel die Art der Kraftsteigerung in den Laststeigerungsversuchen von kontinuierlicher Kraftsteigerungsrate mit  $0,4 \text{ kN}/10^4$  Zyklen zu stufenweiser Kraftsteigerungsrate mit  $100 \text{ N}/2500$  Zyklen geändert. Ziel dieser Änderung war es, nicht nur aus kontinuierlichem Kraftanstieg resultierende Werkstoffreaktionen zu sehen, sondern ebenfalls Werkstoffreaktionen bei kurzzeitig gleichbleibendem Kraftniveau zu detektieren. Die Krafteinbringung erfolgte während

der Versuche sinusförmig bei einem Unter- zu Oberkraftverhältnis von 0,1 mit einer Frequenz  $f$  von 10 Hz.

Die im Folgenden beschriebene, in den instrumentierten Versuchen eingesetzte Sensorik wurde im Hinblick auf ihre Eignung zur Detektion der Materialreaktion untersucht. Mithilfe taktiler Extensometrie (50 mm Messlänge) im Bereich der Überlappzone wurden Kraft-Dehnungs-Hysteresen bestimmt, anhand derer auf Dehnungswerte wie totale Mitteldehnung oder Dehnungsamplitude rückgeschlossen werden konnte. Durch den Einsatz digitaler Bildkorrelation (Limes Q400-DIC) wurde validiert, dass sich die auftretenden Dehnungen der Hybridbleche auf diesen Bereich konzentrieren (siehe Abbildung 29) und damit eine integrale Messung der auftretenden Dehnungen mittels taktilen Extensometers gewährleistet ist.

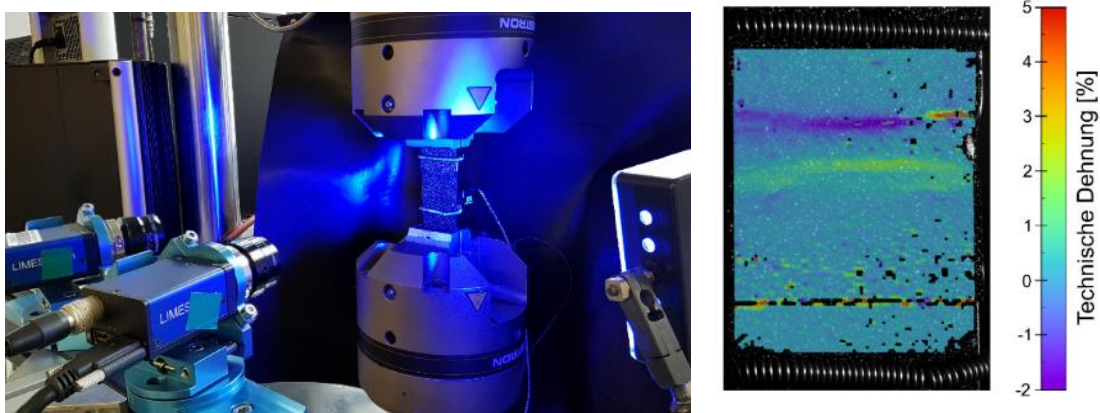


Abbildung 29: Digitale Bildkorrelations-Messung der auftretenden Dehnungen im Bereich des taktilen Extensometers

Für die Resistometrie wurden im Vorfeld der Untersuchungen eine Wechselstrompotentialsonde vom Typ Matelect CGM-7 sowie eine Gleichstrompotentialsonde (Gleichstromquelle vom Typ Sorensen XTR 6-110, Stromstärke 10 A, Spannungsabgriff über LabView) erprobt. Im direkten Vergleich lieferte die Wechselstrompotentialsonde die reproduzierbareren Ergebnisse, weshalb diese für sämtliche Untersuchungen zum Einsatz kam. Es wurden verschiedene Möglichkeiten der elektrischen Kontaktierung der Proben, wie bspw. verklebte Kupferbleche sowie verschweißte und verschraubte Kontakte, untersucht. Die höchste Reproduzierbarkeit der Messergebnisse wurde dabei bei einer Stromeinleitung über die Spannbacken und einem Spannungsabgriff durch verschraubte Kontakte erreicht, so dass diese Methode für den weiteren Untersuchungsverlauf eingesetzt wurde (siehe Abbildung 28).

Zur Messung der Temperaturänderung wurden in Vorversuchen Thermoelemente (Typ K) und eine Thermografiekamera vom Typ MicroEpsilon TIM 400 eingesetzt, um verformungs- und schädigungsinduzierte Temperaturänderungen berührungslos zu erfassen. Da keine Detektion der Materialschädigung auf Basis der gemessenen Temperaturänderung möglich war, wurde von einer Temperaturmessung abgesehen. Begleitend zu den Untersuchungen am servohydraulischen Prüfsystem wurden fraktographische Aufnahmen der Schweißnähte und Schweißnahtbruchflächen an einem Zeiss Axio Imager M1m Lichtmikroskop und einem Tescan MIRA3 Rasterelektronenmikroskop (inkl. mikroskopischer Elementanalyse (EDX)) angefertigt.

Das Ergebnis eines beispielhaften Laststeigerungsversuchs ist in Abbildung 30 dargestellt. Die totale Mitteldehnung hat sich als geeignete Reaktionsgröße gezeigt, um basierend auf dem Beginn mikrostruktureller Schädigung eine Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit vorzunehmen. Gut sichtbar ist während einer Oberkraft von 2,6 kN ein startender, exponentieller Anstieg der totalen Mitteldehnung erkennbar. Die Wechselstrom-Spannungsänderung zeigt kurz vor Versagen der Schweißnaht einen exponentiellen Anstieg, der vorherige Verlauf lässt jedoch keine eindeutige Korrelation zu den Dehnungen zu. Daher wurde für die Untersuchungen mittels Laststeigerungsversuchen auf Basis des exponentiellen Anstiegs der totalen Mitteldehnung das Krafftniveau für den entsprechenden Einstufenversuch im HCF-Bereich bestimmt. Für den Einstufenversuch im LCF-Bereich wurde die Bruchoberkraft bzw. das Krafftniveau bei exponentiellem Anstieg der Wechselstrom-Spannungsänderung kurz vor Versagen berücksichtigt.

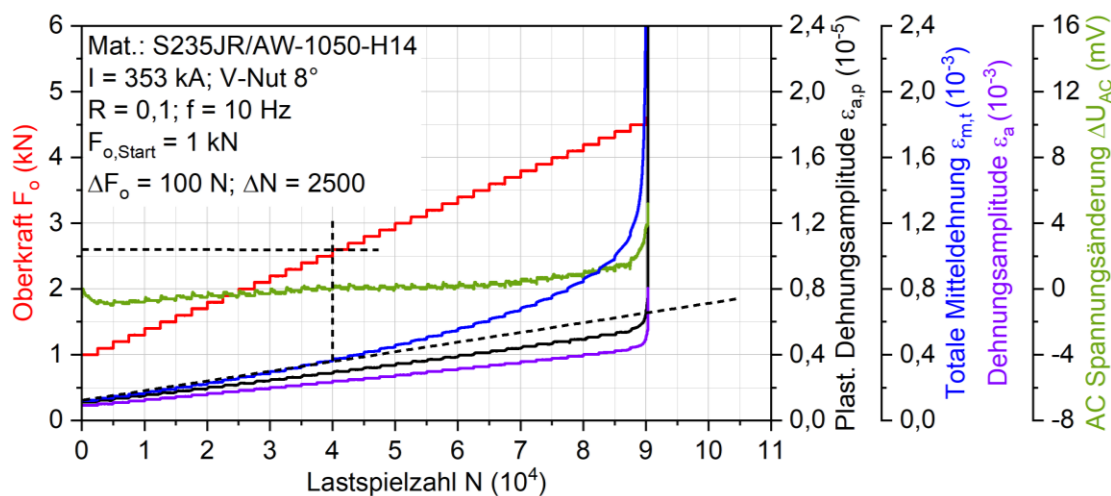


Abbildung 30: Graphisch dargestelltes, beispielhaftes Ergebnis eines Laststeigerungsversuchs unter Angabe der gemessenen Werkstoffreaktionsgrößen Dehnung und Wechselstrom-Spannungsänderung

Für eine Validierung der in den Einstufenversuchen gewonnenen Erkenntnisse zum Ermüdungsverhalten magnetpulsgeschweißter Hybridverbindungen im LCF- und HCF-Bereich wurden anschließend teilfaktorielle Wöhler-Diagramme für die interessanten Hybridverbindungen aufgestellt, so dass eine Gegenüberstellung zu den Abschätzungen ermöglicht wurde.

### 5.2.3. Lichtmikroskopie

Für die lichtmikroskopische Untersuchung kam das optische Lichtmikroskop DM2700 des Herstellers Leica Camera AG zum Einsatz. Dabei wurde sowohl die globale Schweißnahtausprägung (Schweißnahtfläche, Schweißnahtvollständigkeit, -symmetrie) als auch die lokale Interfaceausprägung (Welligkeit, vollständige Anbindung, Schmelztaschen etc.) unter dem Lichtmikroskop charakterisiert. Zur Erfassung der globalen Schweißnahtausprägung wurden die Proben nach erfolgter Zugprüfung und, sofern diese während der Prüfung nicht im schwächeren Grundmaterial versagten, im Kollisionsbereich des abgescherten Targets der Aluminium-Farbätzung nach Weck ausgesetzt (siehe Abbildung 31 a) und b)). Dieses Farbätzmittel greift bei erfolgreicher Anwendung nur Aluminium an und löst es auf. Die entstehende freie Oberfläche reagiert mit den Bestandteilen des Ätzmittels zu einer unlöslichen Verbindung, die sich wiederum als gelb-

/grünlicher Niederschlag auf freien Oberflächen zeigt. Intermetallische Phasen aus Aluminium und Stahl sowie Stahl selbst werden dabei nicht angegriffen und behalten ihre ursprüngliche Farbe. Das Ergebnis ist ein ausgeprägter Kontrast, der eine detaillierte Erfassung des kraftaufnehmenden Schweißnahtbereiches unter dem Lichtmikroskop ermöglicht.

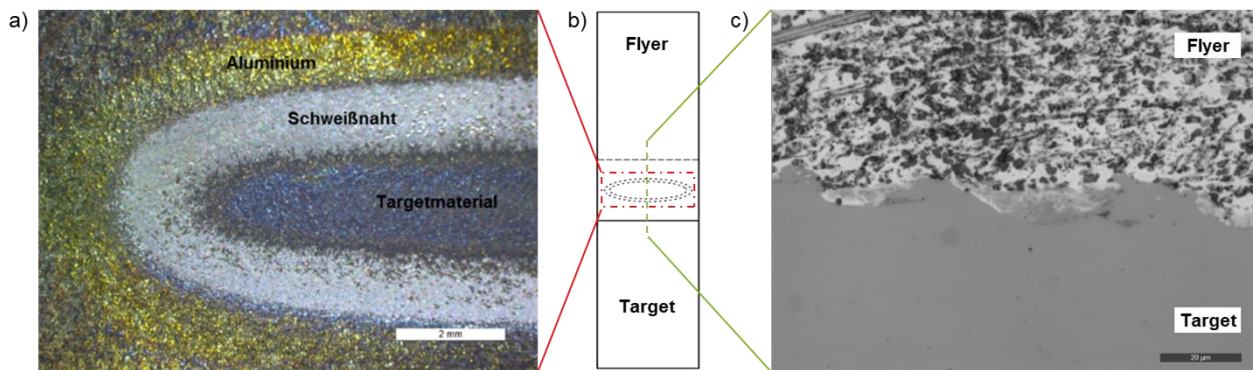


Abbildung 31: a) Schweißnaht im Kollisionsbereich des abgescherten Targets nach erfolgter Aluminium-Farbätzung; b) Skizze der unter dem Lichtmikroskop DM2700 untersuchten Bereich; c) Querschliffaufnahme zur Interfaceausprägung

Für die Charakterisierung der lokalen Interfaceausprägung (siehe Abbildung 31 c)) wurden aus den MPS-Proben entsprechend Abbildung 31 b) Querschliffe hergestellt. Die mittels Drahterosion ausgetrennten Bereiche wurden für die Präparation in einem Kalteinbettmittel eingebettet und anschließend mit SiC-Papier bis zu einer Körnung von 4000 geschliffen. Durch das Kalteinbetten sollte eine thermische Beeinflussung des Schweißergebnisses vermieden werden. Auf das Schleifen folgte eine Politur mit kolloidaler  $\text{SiO}_2$ -Lösung mit einer Korngröße von  $0,1 \mu\text{m}$ .

Für die Querschliffe der KTL-Proben wurden die Aufnahmen zudem stark überlichtet, da die KTL-Schicht bei sonst angemessener/ausgewogener Belichtung nicht zu erkennen bzw. vom Einbettmittel unter dem Lichtmikroskop nicht zu unterscheiden ist (siehe Abbildung 32).

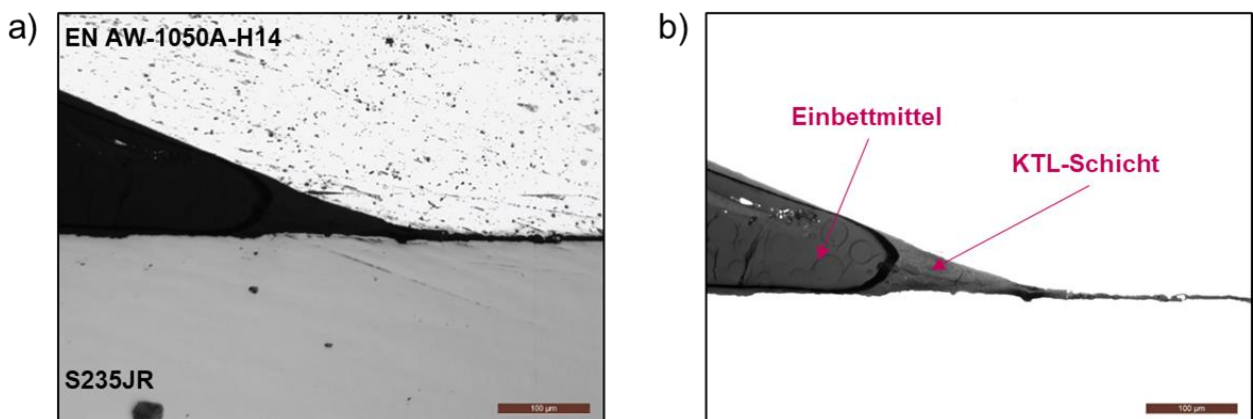


Abbildung 32: Querschliffaufnahmen einer KTL-Probe bei a) ausgewogener/angemessener Belichtung und b) starker Überbelichtung.

Die Längsschliffe der für die direkte Exposition mittels Wasserstrahl zugeschnittenen MPS-Proben wurden mit der gleichen Prozedur präpariert, wobei zur Erfassung des Korrosionseinflusses lediglich Zuschnitt 2 unter dem Lichtmikroskop entsprechend Abbildung 33 untersucht wurde.

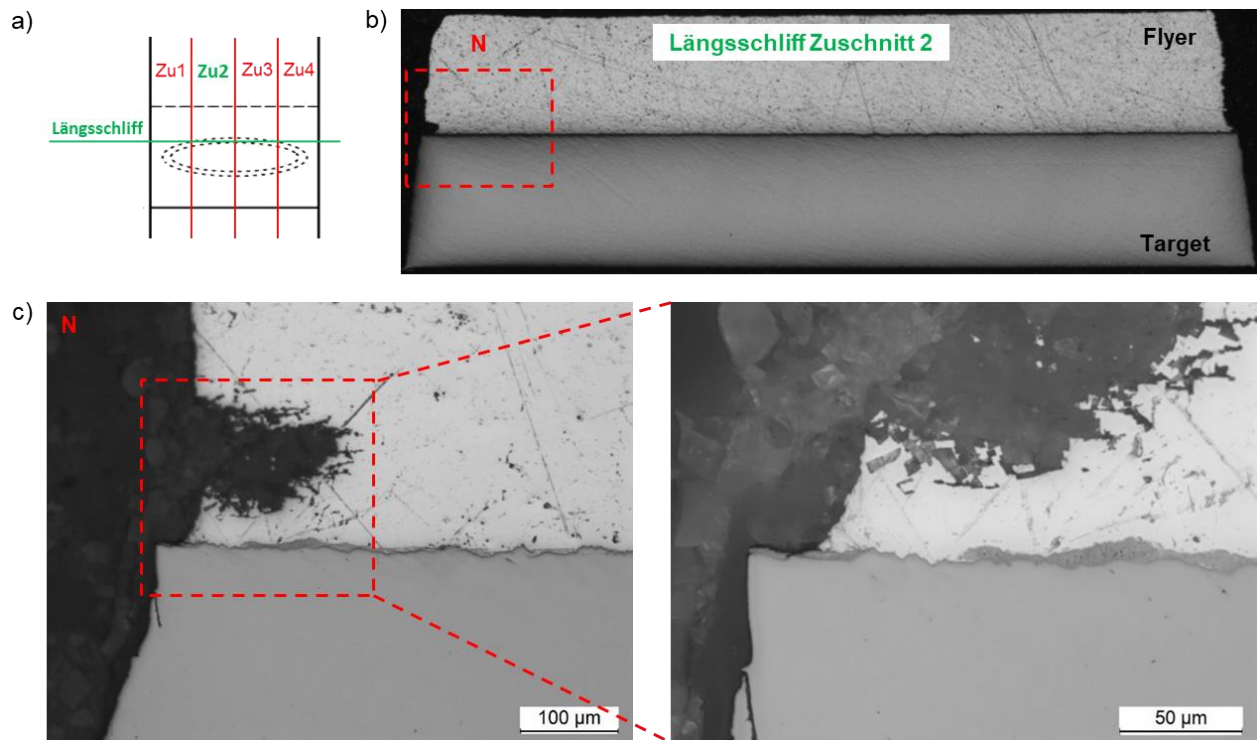


Abbildung 33: a) Skizze des untersuchten Längsschliffbereichs der wasserstrahlzugerschnittenen MPS-Proben; b)-c) Längsschliffaufnahmen des Zuschnitt 2

### 5.2.4. Rasterelektronenmikroskopie

Für die Untersuchung des Schweißnahtinterfaces der MPS-Proben (siehe Abbildung 34 a)) wurde am tff (FE 1) das Rasterelektronenmikroskop Zeiss Ultra Plus verwendet. Hierfür wurde zur oberflächlichen Visualisierung des Schweißnahtinterface auf den Sekundärelektronendetektor (SE) sowie zur Ermittlung der Schweißnahtzusammensetzung auf die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS bzw. engl. EDX) zurückgegriffen. Als Beschleunigungsspannung wurden bei beiden Analysemethoden 15 kV angesetzt. Da im Rahmen dieses Projektes überwiegende Werkstoffkombinationen aus Eisen- und Aluminiumlegierungen untersucht werden, wurde das Schweißnahtinterface im Rahmen der EDX-Analyse hinsichtlich der Verteilung der Elemente Eisen und Aluminium gemapt und deren Massenanteil in ausgewählten Bereich liniengescannt.

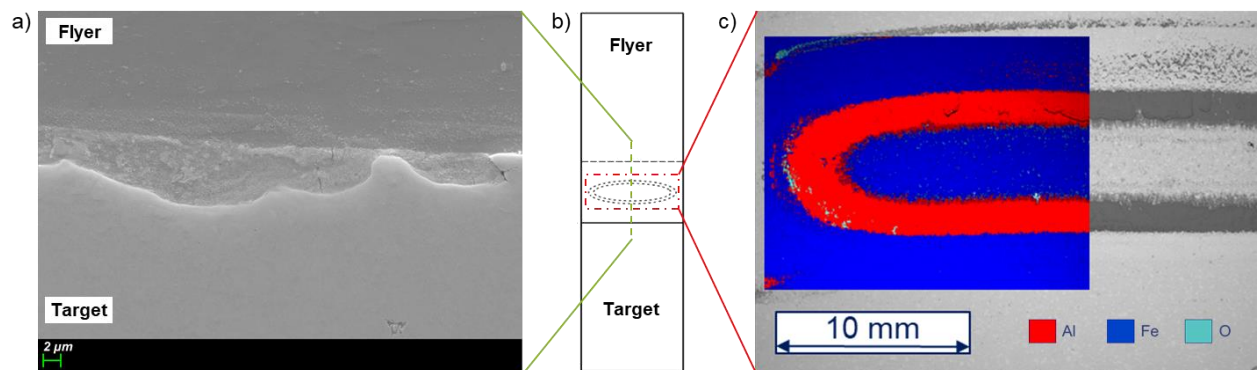


Abbildung 34: REM-Aufnahmen zur Untersuchung der Schweißnaht: a) Schweißnahtinterface der MPS-Probe; b) Schweißnahtbruchfläche auf dem Target nach Schwingversuch dargestellt durch BSE-Detektor- und überlagerter EDX-Aufnahme



Die fraktographische Untersuchung der Schweißnahtbruchflächen nach den Schwingversuchen erfolgte am WPT (FE 2) mittels des Rasterelektronenmikroskop TESCAN MIRA3. Dabei wurde auf den Rückstreuelektronen-Detektor (BSE) und ebenfalls auf energiedispersive Röntgenspektroskopie zurückgegriffen (siehe Abbildung 34 c)). Mit Hilfe des BSE-Detektors ist es möglich, Materialkontrast zu erfassen, sodass leichte Elemente dunkler und schwere Elemente heller dargestellt werden und damit eine Selektion der Schweißnahtbestandteile möglich ist. Mittels EDX können den Schweißnahtbestandteilen genaue Elemente zugeordnet werden, um die BSE-Betrachtungen zu validieren und des Weiteren detailliertere Informationen über die Schweißnahtbruchfläche zu erhalten. Gerade bei Beschichtungen wie bspw. Verzinkungen kann eine EDX-Aufnahme von großer Hilfe sein, da durch BSE-Aufnahmen allein nur schwierig zwischen verschiedenen Materialien unterschieden werden kann und Fehlinterpretationen vermieden werden sollen. Für die EDX-Aufnahmen wurde mit 8 kV eine Beschleunigungsspannung gewählt, welche niedriger ist als die 12 kV für die BSE-Detektor-Aufnahmen, sodass der Informationsgewinn über die vorliegenden Elemente möglichst oberflächennah und somit repräsentativ für die Schweißnahtbruchfläche ist.

## **6. Versuchsergebnisse**

In diesem Kapitel werden die im Rahmen des Forschungsvorhabens generierten Untersuchungsergebnisse und Erkenntnisse zu den prozess- und umgebungsspezifischen Einflüssen sowie mechanischen Eigenschaften magnetpuls geschweißter Hybridverbindungen vorgestellt. Diese umfassen die Arbeiten an den im Antrag angegebenen Arbeitspaketen 1 bis 6 und sind für eine effektivere Ergebnisdarstellung nicht konsekutiv, sondern Thematik-orientiert in die folgenden Teilkapitel gegliedert. Eingrenzungen von Untersuchungsaspekten, auf Basis von Ergebniskommunikationen in projektbegleitenden Ausschusssitzungen, wurden gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss getroffen und entsprechend abgearbeitet. Dies geschah unter Berücksichtigung der verfahrensspezifischen und anlagenspezifischen Limitierungen, der gewählten Probengeometrie, der zum Einsatz kommenden Flachspule und des zeitlichen Umfangs der Ermüdungsuntersuchungen.

### **6.1. Schweißparameter- und Materialeinfluss**

Durch die Untersuchungen der Einflüsse von Schweißparameter- und Materialeinfluss soll eine Basis an Erkenntnissen vorliegen, welche eine Bewertung der Eignung von Parameterkonfigurationen sowie Hybrid-Partnern in Bezug auf mechanische Eigenschaften ermöglicht. Dadurch ist eine Selektion geeigneter Hybrid-Partner-Kombinationen möglich, welche insbesondere für eine zeit- und kosteneffiziente Charakterisierung der Ermüdungseigenschaften von essenzieller Bedeutung ist, da sonst die Anzahl durchzuführender Ermüdungsversuche den Zeitrahmen des Forschungsvorhabens sprengen würde. Daher werden in diesem Kapitel insb. die Ergebnisse der quasistatisch und zyklisch (letzteres mittels Kurzzeitverfahren) ermittelten Ergebnisse vorgestellt. Entsprechend erfolgt auf Basis dieser Untersuchungsergebnisse eine Eingrenzung der weiteren relevanten Untersuchungen für die Kapitel 6.2, 6.3, 6.4 und 6.5. Zusätzlich wird in diesem Kapitel eine Validierung der mittels Kurzzeitverfahren ermittelten Ergebnisse durch teilfaktorielle Wöhler-Kurven durchgeführt, um eine Bewertbarkeit des Kurzzeitverfahrens zu ermöglichen.

Mit dem Ziel, den Einfluss der Schweißprozessparameter auf die Schwingfestigkeit der Schweißverbindung zu ermitteln, wurden die in Tabelle 6 wiedergegebenen Werkstoffkombinationen unter Verwendung der parallelen Schweißgeometrie (Standardausführung) und entsprechender Parametrisierung verschweißt. Die Entladeenergie und der Beschleunigungsabstand wurden dabei vollfaktoriell variiert und pro Parametersetup/Versuchsreihe drei Proben für den quasistatischen Zugversuch sowie die Charakterisierung der Schweißnahtausprägung, drei Proben für die kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung (Laststeigerungs- und Einstufenversuche) und eine Probe für die Interfacecharakterisierung unter dem Lichtmikroskop (Querschliff) angesetzt. Ausgehend von den Ergebnissen dieser Untersuchungen erfolgte für die Ermittlung der teilfaktoriellen Wöhler-Kurven in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss die Festlegung der optimalen Schweißprozessparameter für ausgewählte Werkstoffkombinationen. Die für die Ermittlung der Wöhlerkurven festgelegten Schweißprozessparameter sind in Tabelle 7 dargestellt. Pro Werkstoffkombination wurden 10 Proben sowie 2 Proben für die rasterelektronenoptische Untersuchung des Interface angesetzt.

Tabelle 6: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen (parallele Schweißgeometrie)

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeenergie E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Beschleunigungsabstand d [mm]	Versuchsumfang pro Parametersetup / Versuchsreihe
EN AW-1050A-H14 / S235JR	9 / 11 / 13 / 15 267 / 295 / 322 / 349	1 / 1,5 / 2	3x Quasistatischer Zugversuch (tff)
EN AW-5754-H22 / DP800	20 / 22 / 24 415 / 437 / 459	1,5	
<sup>1</sup> EN AW-5754-H22 / DP800	20 / 22 / 24 406 / 428 / 447	1	1x Querschleiff (tff)
EN AW-6016-T6 / DP800	18 / 21 / 24 395 / 428 / 459	1,5	3x Kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung (WPT)
EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB	15 349	1,5	

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters und mit Laserablation

Tabelle 7: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung zur Ermittlung der Wöhler-Kurven (parallele Schweißgeometrie)

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeenergie E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Beschleunigungsabstand d [mm]	Versuchsumfang pro Parametersetup / Versuchsreihe
<sup>1</sup> EN AW-1050A-H14 / S235JR	15 349	1	10x Ermittlung teilfaktorierter Wöhler-Kurve & REM/EDX-Fraktographie
<sup>2</sup> EN AW-6016-T6 / DP800	26 465	1,5	
<sup>1</sup> EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB	15 349	1,5	2x REM/EDX-Interface

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters<sup>2</sup>Nach Optimierung des Niederhalters und mit Laserablation

### 6.1.1. Quasistatische Belastbarkeit

#### Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

Abbildung 35 a) gibt die quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und Beschleunigungsabstandes der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR wieder. Es wird ersichtlich, dass eine erfolgreiche Verschweißung ab einer Stromstärke von 267 kA (untere Schweißgrenze) erzielt wird und eine sukzessive Erhöhung der Stromstärke mit einer Zunahme der von der Schweißnaht maximal ertragbaren Zugkraft für alle Beschleunigungsabstände einhergeht. Ab Stromstärken von 322 kA wird unabhängig vom eingesetzten Beschleunigungsabstand die Zugfestigkeitsgrenze ( $F_{\text{Zug,max}} \approx 6.500 \text{ N}$ ) erreicht, ab der das schwächere Grundmaterial, in diesem Fall das EN AW-1050A-H14, während des quasistatischen Zugversuchs versagt und nicht die Schweißnaht (siehe Abbildung 35 b)). Unterhalb dieser Festigkeitsgrenze lässt sich ein Beschleunigungsabstand von 1,5 mm als Optimum identifizieren, da Abweichungen von diesem Optimum von einem in der Regel minimalen Schweißnahtfestigkeitsabfall begleitet werden.

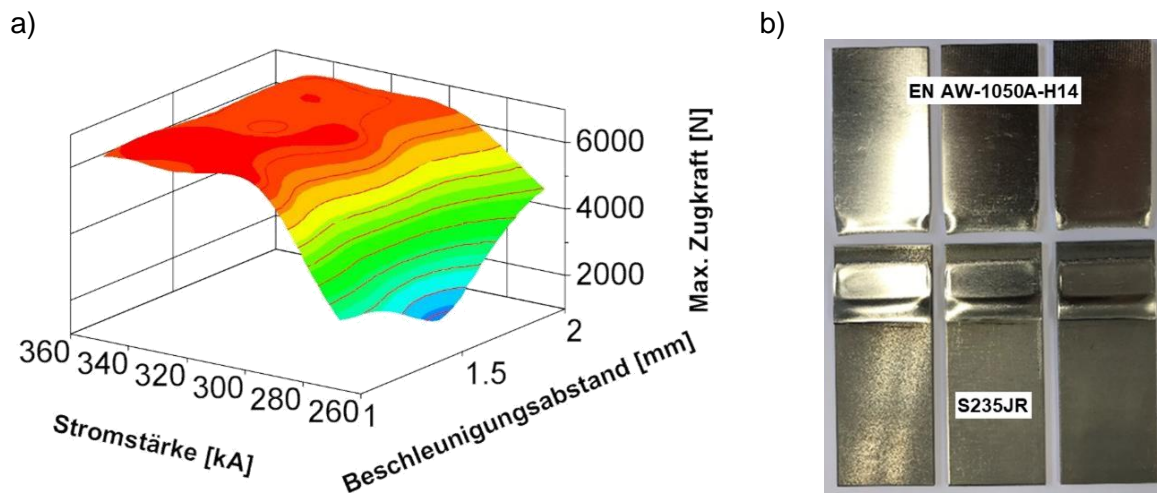


Abbildung 35: a) Quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR und b) Versagen des schwächeren EN AW-1050A-H14 im quasistatischen Zugversuch bei 6.500 N.

Wie Abbildung 36 zu entnehmen, bestätigen die in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes dargestellten Schweißnahtausprägungen erneut den optimalen Beschleunigungsabstand von 1,5 mm. So liegt bereits bei der geringsten Stromstärke von 267 kA (untere Schweißnahtgrenze) eine vollständig ausgebildete ringelliptische Schweißnaht mit symmetrischen Erscheinungsbild (konstante Schweißnahtbreite) vor, wobei sich diese Schweißnahtausprägung bei höheren Stromstärken fortsetzt. Dies ist bei Beschleunigungsabständen von 1 und 2 mm nicht gegeben. So weisen die Schweißnähte dieser Versuchsreihen unterhalb der Zugfestigkeitsgrenze ( $F_{Zug,max} \approx 6.500$  N), ab der die Proben im schwächeren EN AW-1050A-H14 versagen, bei Stromstärken von 267 kA in Längsrichtung unvollständig ausgebildete Schweißnähte (V-Nr. 1.3, V-Nr. 9.2) sowie ausgeprägte Symmetrieeinbußen bei Stromstärken von 295 kA (V-Nr. 10.3) auf.

		Beschleunigungsabstand [mm]		
		1	1,5	2
Stromstärke [kA]	267	 V-Nr. 1.3 $F_{Zug,max} = 2260$ N	 V-Nr. 5.3 $F_{Zug,max} = 4920$ N	 V-Nr. 9.2 $F_{Zug,max} = 2270$ N
	295	 V-Nr. 2.3 $F_{Zug,max} = 6450$ N	 V-Nr. 6.2 $F_{Zug,max} = 6210$ N	 V-Nr. 10.3 $F_{Zug,max} = 6090$ N
	322	Versagen im EN AW-1050A-H14 V-Nr. 3.3 $F_{Zug,max} = 6520$ N	Versagen im EN AW-1050A-H14 V-Nr. 7.1 $F_{Zug,max} = 6480$ N	Versagen im EN AW-1050A-H14 V-Nr. 11.2 $F_{Zug,max} = 6430$ N

Abbildung 36: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke und des Beschleunigungsabstandes der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

Die anhand der Querschliffe erfolgte Charakterisierung der Interfacemorphologie zeigte, dass alle verschweißten Proben über die für das Magnetimpulsschweißen von artfremden Werkstoffen typische asymmetrische Ausprägung der Wellenlänge und Wellenamplitude verfügen. Wie in Abbildung 37 b) erkennbar, liegt zu Beginn der Schweißnaht (N1) ein chaotisch welliges Interface vor, welches zunehmend zum Ende der Naht (N3) in ein geradliniges Interface übergeht. Mit zunehmenden Stromstärken und Beschleunigungsabständen fällt die Welligkeit zu Beginn der Naht (N1) größer aus, sodass ausschließlich in diesem Nahtbereich ab Stromstärken von 322 kA Schmelztaschen vorliegen, die insbesondere bei einem Beschleunigungsabstand von 2 mm vermehrt in Erscheinung treten (siehe Abbildung 37 c)).

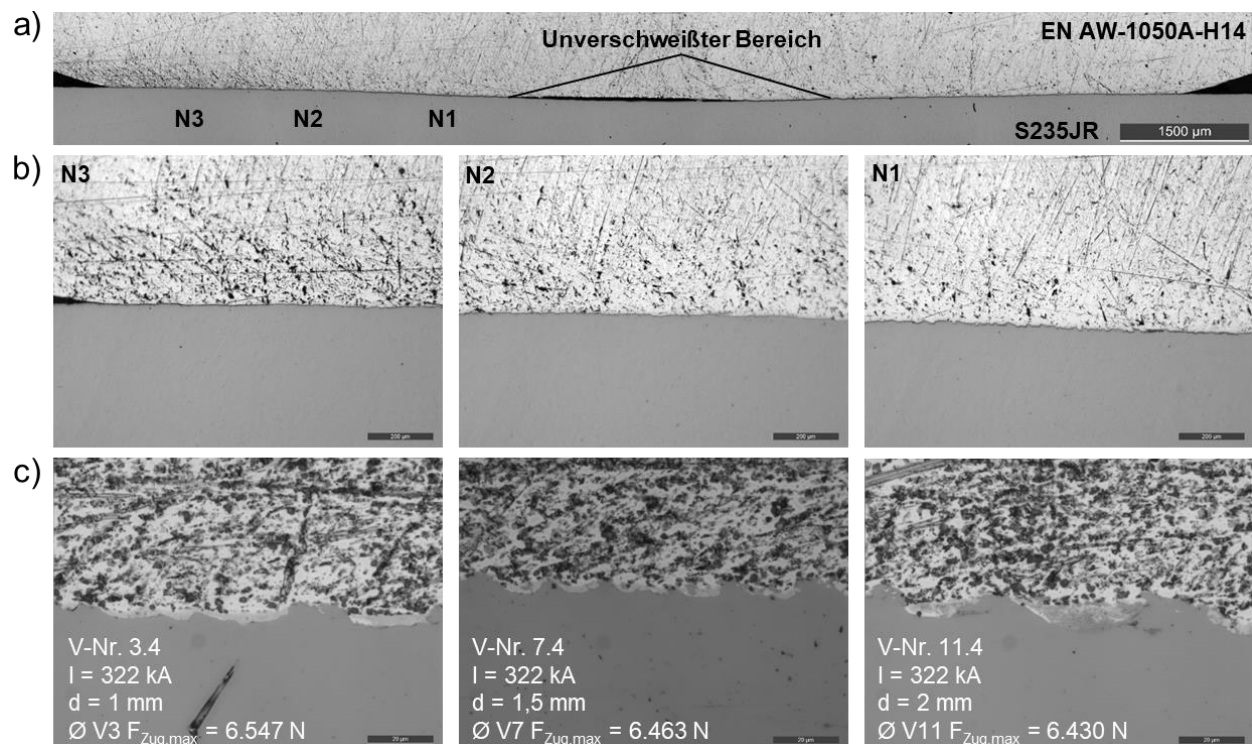


Abbildung 37: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Beschleunigungsabstände im Nahtbereich N1

### Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 und EN AW-5754-H22 / DP800

Abbildung 38 a) bildet die quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der applizierten Stromstärke der Werkstoffkombinationen EN AW-6016-T6 / DP800, EN AW-5754-H22 / DP800 sowie EN AW-5754-H22 / DP800 mit optimiertem Niederhalter und laserablatierten Fügepartner ab. Ähnlich wie bei der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR fällt die maximal ertragbare Zugkraft der Schweißnaht mit zunehmender Stromstärke größer aus, wobei im Vergleich weitaus höhere Stromstärken für die Schweißnahtausbildung sowie die Erreichung der angestrebten Zugfestigkeitsgrenze, ab der das schwächere Grundmaterial versagt, nötig sind. Ein reproduzierbares Versagen des EN AW-6016-T6 bei 13.900 N sowie des EN AW-5754-H22 bei 10.100 N wird mit einer applizierten Stromstärke von 459 kA erzielt (siehe Abbildung 38 b) und c)).

Die Optimierung des Niederhalters und Laserablation der Fügepartner führt bei der Werkstoffkombination EN AW-5754-H22 / DP800 zum Versagen des schwächeren EN AW-5754-H22 unter Verwendung einer leicht reduzierten Stromstärke von 447 kA.

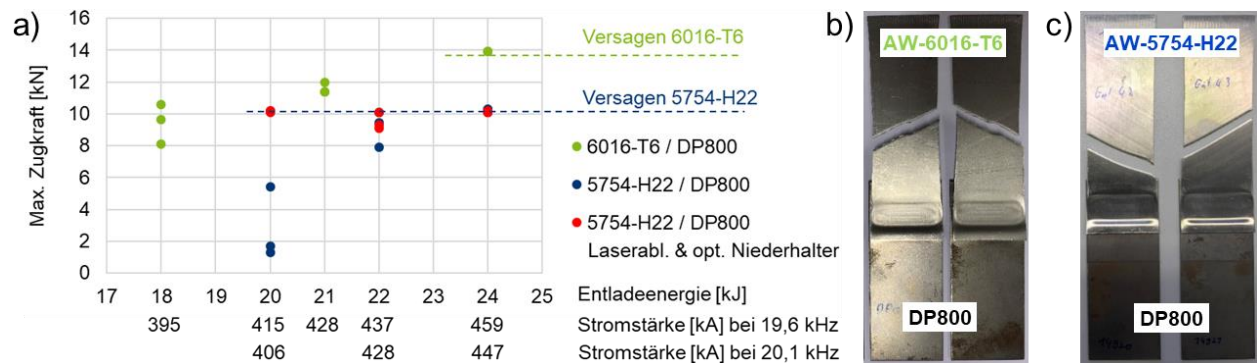


Abbildung 38: a) Quasistatische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 und EN AW-5754-H22 / DP800. Versagen im quasistatischen Zugversuch des b) EN AW-6016-T6 bei 13.900 N und c) des EN AW-5754-H22 bei 10.100 N.

Bei der Charakterisierung der Schweißnahtausprägung zeigt sich, dass die Schweißnaht bereits bei der geringsten applizierten Stromstärke als vollständig ausgeprägte Ringellipse bei beiden Werkstoffkombinationen vorliegt. Wie in Abbildung 39 und Abbildung 40 dargestellt, führt die sukzessive Erhöhung der Stromstärke zu einer stetigen Zunahme der Schweißnahtfläche  $A_S$  und damit auch der von der Schweißnaht maximal ertragbaren Zugkraft.

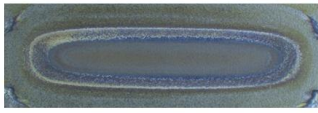
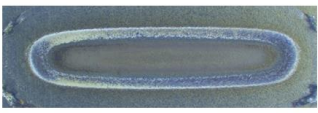
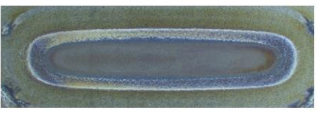
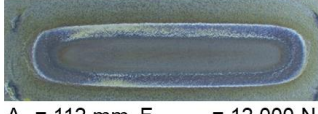
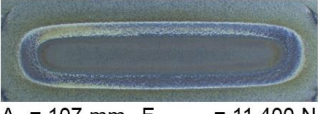
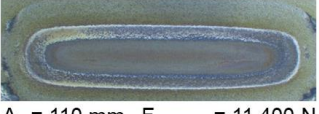
		Beschleunigungsabstand [mm]		
		1,5		
Stromstärke [kA]	395	 $A_S = 89 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 8.090 \text{ N}$	 $A_S = 92 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 9.650 \text{ N}$	 $A_S = 100 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 10.600 \text{ N}$
	428	 $A_S = 112 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 12.000 \text{ N}$	 $A_S = 107 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 11.400 \text{ N}$	 $A_S = 110 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 11.400 \text{ N}$
	459	Versagen im EN AW-6016-T6 $F_{Zug,max} = 13.900 \text{ N}$	Versagen im EN AW-6016-T6 $F_{Zug,max} = 13.900 \text{ N}$	Versagen im EN AW-6016-T6 $F_{Zug,max} = 13.900 \text{ N}$

Abbildung 39: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800

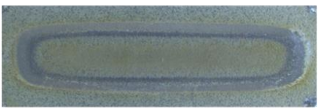

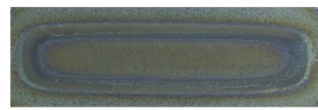
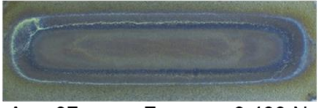
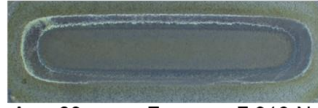
		Beschleunigungsabstand [mm]		
		1,5		
Stromstärke [kA]	415	 $A_S = 58 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 1.290 \text{ N}$	 $A_S = 79 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 5.410 \text{ N}$	 $A_S = 60 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 1.690 \text{ N}$
	437	 $A_S = 97 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 9.400 \text{ N}$	 $A_S = 89 \text{ mm}$ $F_{Zug,max} = 7.910 \text{ N}$	Versagen im EN AW-5754-H22 $F_{Zug,max} = 10.100 \text{ N}$
	459	Versagen im EN AW-5754-H22 $F_{Zug,max} = 10.100 \text{ N}$	Versagen im EN AW-5754-H22 $F_{Zug,max} = 10.300 \text{ N}$	Versagen im EN AW-5754-H22 $F_{Zug,max} = 10.300 \text{ N}$

Abbildung 40: Schweißnahtausprägung in Abhängigkeit der eingesetzten Stromstärke der Werkstoffkombination EN AW-5754-H22 / DP800

Die Interfaceausprägung beider Werkstoffkombinationen weist erneut den für das magnetimpulsschweißen von artfremden Werkstoffen typischen Verlauf auf, jedoch mit abgeschwächter Welligkeitsausprägung (siehe Abbildung 41 b) und Abbildung 42 b)).

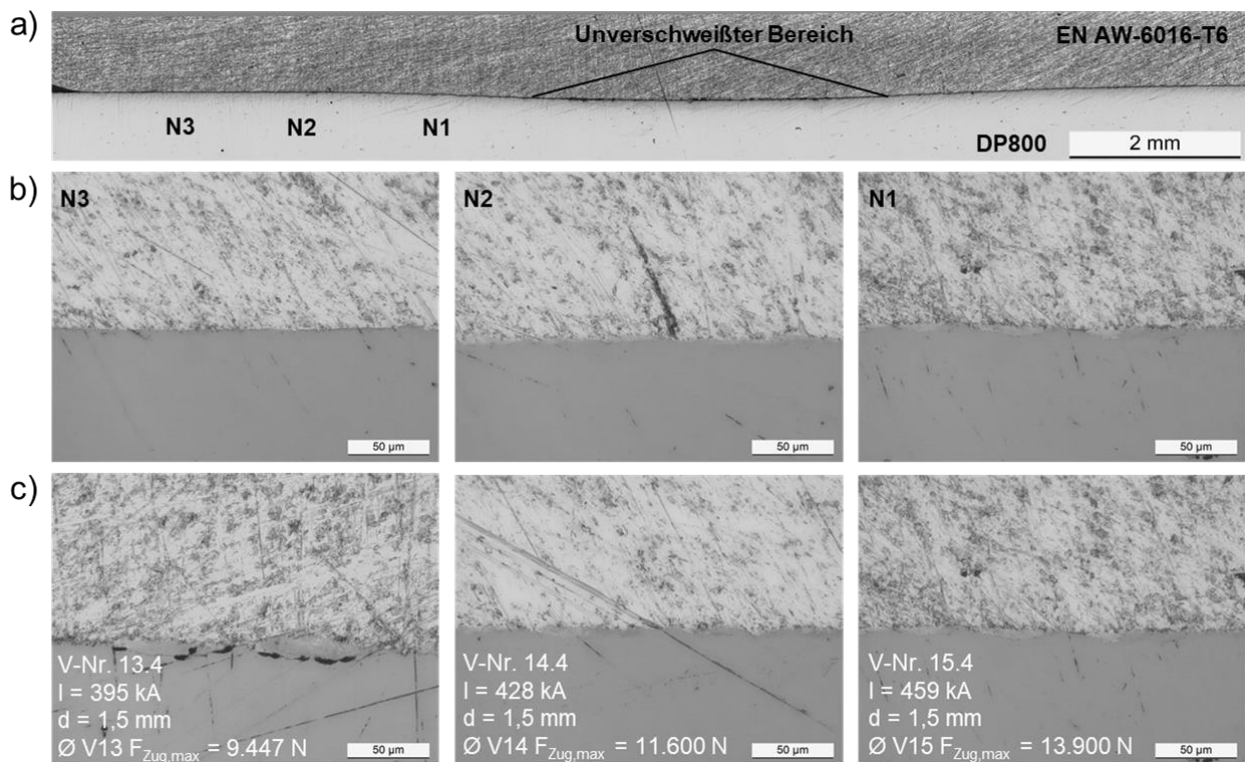


Abbildung 41: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Stromstärken im Nahtbereich N1

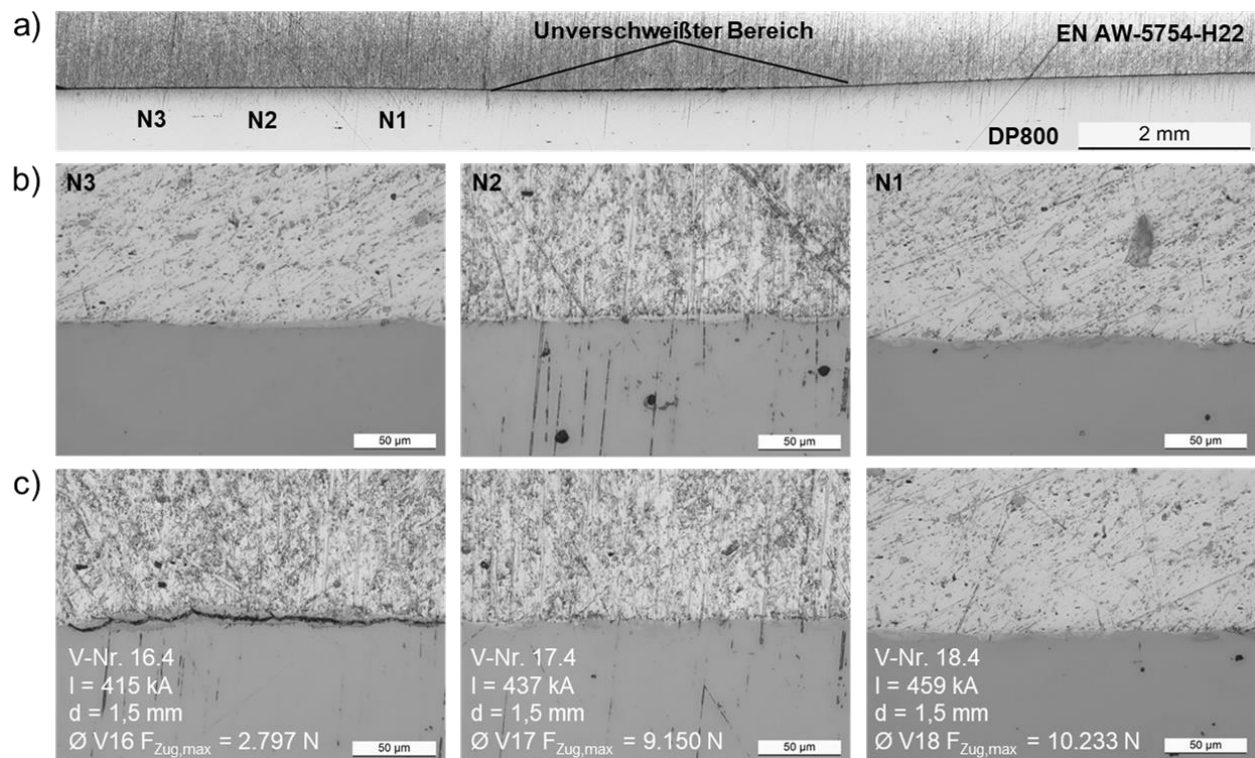


Abbildung 42: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-5754-H22 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3 und c) Interfacemorphologie für verschiedene Stromstärken im Nahtbereich N1

Ähnlich wie bei der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR liegt bei beiden Werkstoffkombinationen zu Beginn der Schweißnaht (N1) ein chaotisch welliges Interface vor, das zum Ende der Naht (N3) hin in ein geradliniges Interface übergeht. Des Weiteren zeigt sich, dass das Interface insbesondere im Nahtbereich N1 bei geringen Stromstärken von Poren (siehe Abbildung 41 c)) und Rissen (siehe Abbildung 42 c)) durchzogen ist, welche mit zunehmenden Stromstärken bei beiden Werkstoffkombinationen weitaus kleiner ausfallen und teilweise vollständig verschwinden.

## 6.1.2. Zyklische Belastbarkeit

### Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

Wie im Kapitel 5.2 beschrieben, wurden zunächst Laststeigerungsversuche mit dem Ziel zur Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit der magnetpuls geschweißten Hybridverbindungen durchgeführt. Abbildung 43 a) zeigt den Einfluss der verschiedenen Prozessparameter (Entladeströme von 267 kA bis 349 kA, Beschleunigungsabstände von 1 bis 2 mm) bei der Kombination EN AW-1050A-H14 / S235JR auf die ermittelten Bruchoberkräfte. Wie sich zeigt, steigt mit zunehmender Entladestromstärke die erzielte Bruchoberkraft im Laststeigerungsversuch an. Dies geht so weit, dass die Festigkeit der Schweißnaht die des schwächeren Fügepartners überschreitet, was sich auf eine größer ausgebildete Schweißnaht bei höheren Entladeströmen zurückführen lässt (siehe Kapitel 6.1.1 Abbildung 36). Das Versagen des schwächeren Fügepartners findet hierbei oberhalb der Schweißnaht durch Rissinitiierung im Flyer statt (siehe Abbildung 43 b). Der



Rissbereich ist dabei auf einen, während der Verschweißung, deformierten Bereich eingegrenzt, welcher erkennbare Abhängigkeit zur Stromstärke aufweist. Doch nicht nur die Deformation in dem Bereich selbst ist als kritisch zu sehen, sondern die ebenfalls aus der Überlappung resultierende Biegung während Zugbeanspruchung ist zu berücksichtigen. Nennenswert zeigt sich der Zusammenhang zwischen Entladestromstärke und Beschleunigungsabstand, da Erhöhungen des Beschleunigungsabstands bei geringeren Entladestromstärken, wie auch Senkungen des Beschleunigungsabstands bei höheren Entladestromstärken, zu höheren Bruchoberkräften führen. Es zeigt sich ein Zusammenhang der vermutlich auf die Magnetfeld- und damit entladestromabhängige Beschleunigung des Flyers (hier das EN AW-1050A-H14) und den Abstand des Flyers zum Target (hier S235JR) zurückzuführen ist. Mögliche Ursachen sind hier ungünstige Kollisionsgeschwindigkeiten oder Abrollbewegungen des Flyers auf dem Target. Auch wenn hohe Entladestromstärken angesichts der Ergebnisse für die untersuchten Parameter höhere Bruchoberkräfte liefern, können sich hohe Entladestromstärken bei hohen Beschleunigungsabständen, wie auch geringe Entladestromstärken bei geringen Beschleunigungsabständen, negativ auf die Ermüdungseigenschaften der magnetpuls geschweißten Hybridverbindung auswirken.

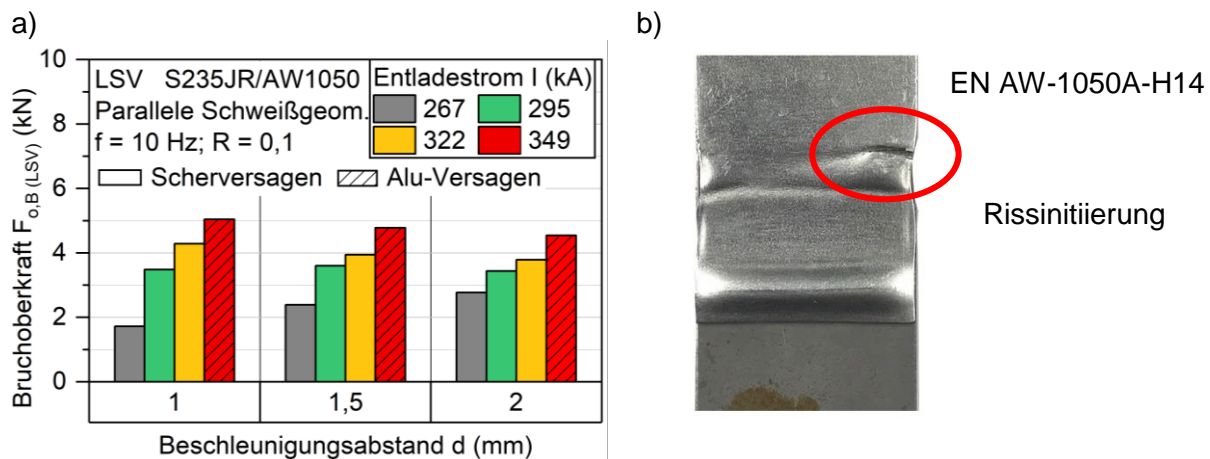


Abbildung 43: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Prozessparameter; b) Versagen im schwächeren Fügepartner durch Rissinitiation in biegebeanspruchtem Deformationsbereich

Des Weiteren sind in Abbildung 44 a) die abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten der in den Laststeigerungsversuchen untersuchten Prozessparametern dargestellt. Es liegt ein erkennbarer Zusammenhang zwischen den erzielten Bruchoberkräften und abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten vor, sodass für die, auf den Ergebnissen der Laststeigerungsversuche basierenden, Einstufenversuche ähnliche Ergebnisse vorliegen könnten. In Abbildung 44 b) sind für die Kombination EN AW-1050A-H14 / S235JR die Ergebnisse der Einstufenversuche dargestellt. Ähnlich zu den Ergebnissen aus den Laststeigerungsversuchen können im LCF-Bereich mit höheren Entladeströmen und niedrigeren Beschleunigungsabständen höhere Lebensdauern bei höheren Oberkräften erzielt werden. Im HCF-Bereich liegt für die untersuchten Oberkräfte, entgegen der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten aus Abbildung 43 b), ein frühzeitiges Versagen des schwächeren Fügepartners für die Entladeströme 322 und 349 kA vor. Dieses vorzeitige Versagen erschwert eine lastspielzahlübergreifende Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit, da die ermittelten ersten Werkstoffreaktionen in den Laststeigerungsversuchen auf anderen mikrostrukturellen Veränderungen basieren, als der schlussendlichen Rissinitiation im deformierten, biegebean-

spruchten Bereich des deformierten Fügepartners. Dennoch kann anhand der Laststeigerungsversuche ein guter Eindruck über die Ermüdungseigenschaften und -festigkeiten gewonnen werden.

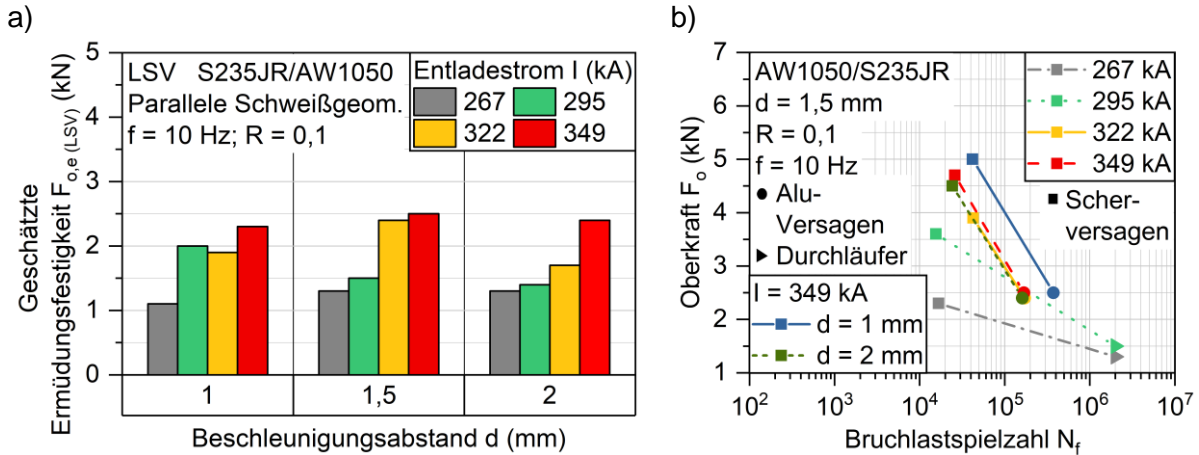


Abbildung 44: a) Abgeschätzte Ermüdungsfestigkeit auf Basis der Materialreaktion im Laststeigerungsversuch und b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Prozessparameter im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

Um den gewonnenen Eindruck über die Ermüdungseigenschaften zu erweitern, wurden für die Schweißparameter  $I = 349$  kA und  $d = 1$  mm die abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten durch Aufstellung einer Wöhlerkurve und Betrachtung der Schweißnahtbruchflächen sowie des -interface unter dem REM validiert. In Abbildung 45 a) ist eine REM-Aufnahme einer scherversagten Schweißnahtbruchfläche auf dem Target (S235JR) mit inkludierter, bereichsspezifischer EDX-Analyse der vorliegenden Elemente dargestellt.

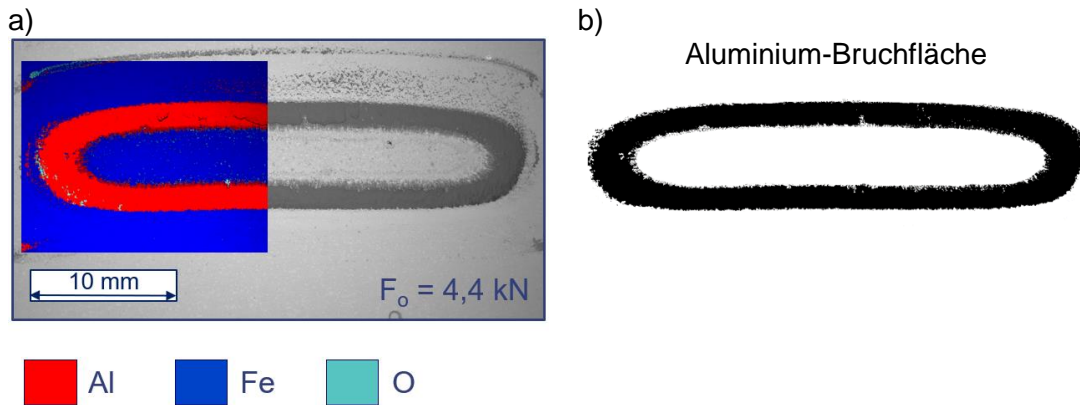


Abbildung 45: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (S235JR) zur b) Bestimmung der Aluminium-Bruchfläche

Es liegt eine homogene Bruchfläche mit nahezu vollständigem Anteil an Aluminium vor, die primär auf ein Abscheren des Aluminiums deutet. Dementsprechend scheint die Schweißnaht auch bei höheren Lasten, welche zu Scherversagen führen, eine sehr gute Festigkeit aufzuweisen, die jene des Aluminium-Grundmaterials für die untersuchte Krafrichtung übersteigt. Bestätigt wird diese Gegenüberstellung auch von den REM-Aufnahmen sowie den EDX-Analysen des Schweißnahtinterface. So wurden über den kompletten Schweißnahtausbereich N1- N3 lediglich bei einer der zwei untersuchten Proben kleine Mikrorisse im Schweißnahtbereich N1 identifiziert (siehe Abbildung 46).

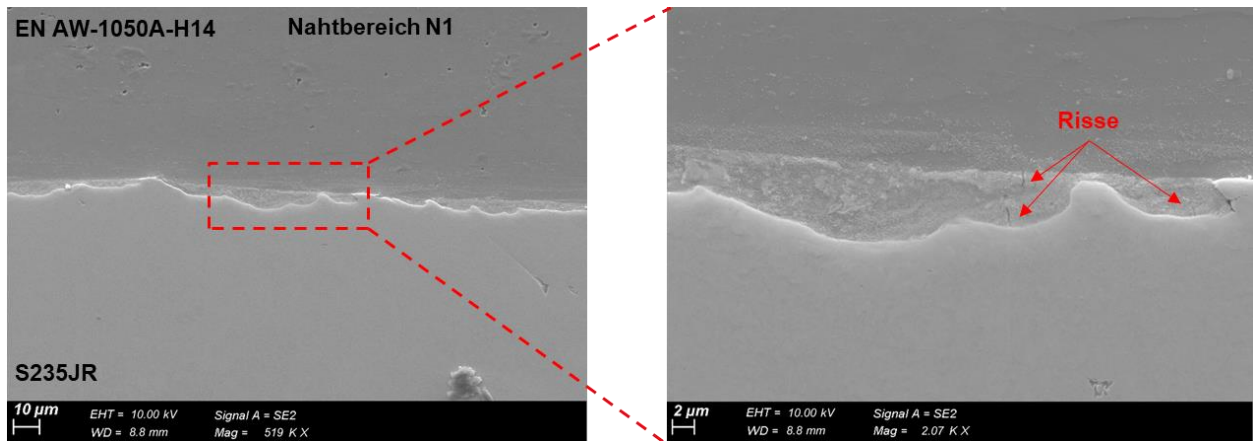


Abbildung 46: REM-Aufnahme des Interface der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

Der bereichsspezifische Linienscan in unmittelbarer Nähe der Mikrorisse zeigt, dass ein erhöhter Masseanteil an Eisen sowie ein reduzierter Masseanteil an Aluminium im Vergleich zum restlichen Schweißnahtbereich vorliegt (siehe Abbildung 47), womit die Anwesenheit von harten, spröden intermetallischen Fe-Al-Phasen in unmittelbarer Nähe der Mikrorisse nicht ausgeschlossen werden kann. Nichtsdestotrotz sind die Risse in Anbetracht ihrer Größe und Häufigkeit sowie der Größe des betroffenen Interfacebereiches nicht ausschlaggebend bzw. kritisch für die Schwingfestigkeitsperformance der Schweißnaht.

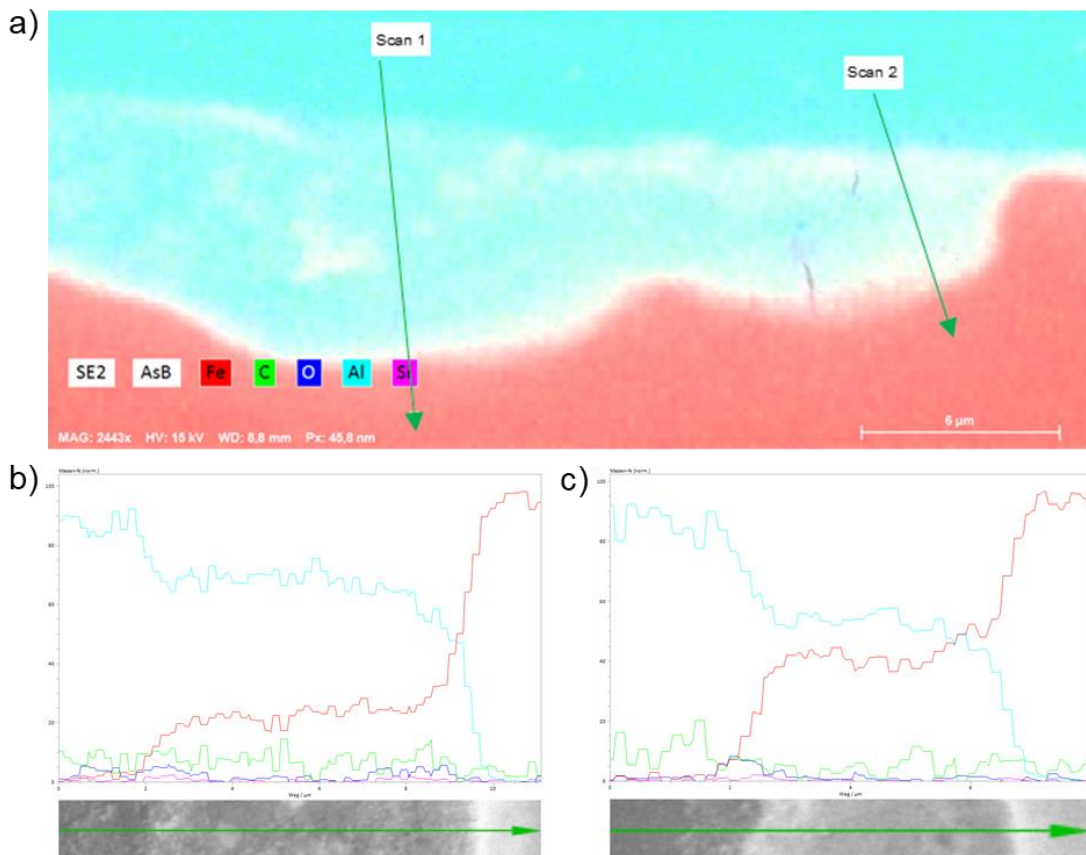


Abbildung 47: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR im a) Nahtbereich N1 und b),c) Ergebnisse des Linienscan

Um einen probenübergreifenden Eindruck dieser Schweißnahtausprägung zu erhalten, wurde die Schweißnahtbruchfläche für alle scherversagten Proben untersucht und die Bruchfläche des tragenden Anteils, in diesem Fall die Aluminium-Bruchfläche (siehe Abbildung 45 b), mittels Grauwert-Bildbearbeitung ausgemessen.

Die Gegenüberstellung der mittels Kurzzeitverfahren und Wöhler-Kurve ermittelten Daten für die Kombination EN AW-1050A-H14 / S235JR zeigt, dass Ähnlichkeiten zwischen den ermittelten Werten vorliegen, aber eine einfache Linienverbindung zwischen zwei Datenpunkten nicht für jede Punktlage ausreichend ist bzw. die Ermüdungseigenschaften nicht beanspruchungsübergreifend repräsentiert (siehe Abbildung 48 a). Die Datenpunkte der aufgestellten Wöhlerkurve weisen untereinander eine plausible Kohärenz auf, sodass der Schweißverbindung und damit den Prozessparametern eine gute Vergleichbarkeit zugeschrieben werden kann. Dies wird bekräftigt durch die REM-Untersuchung der scherversagten Schweißnaht-Bruchflächen, welche vergleichbare Bruchflächen in qualitativer als auch quantitativer Hinsicht (Bruchfläche  $A_{B,ESV}$ ) zeigt (siehe Abbildung 48 b).

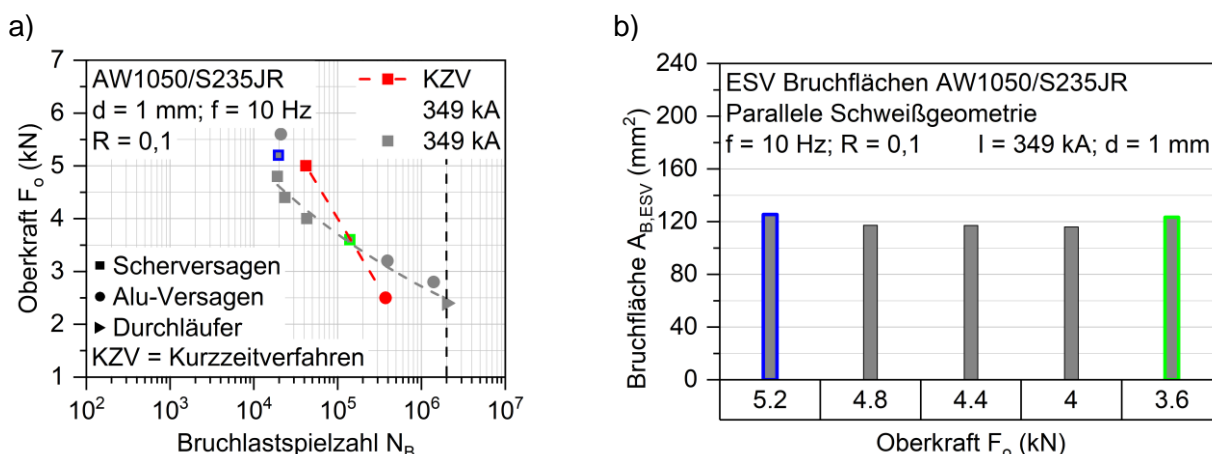


Abbildung 48: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a)

Bemerkenswert sind die vergleichsweise guten Eigenschaften im LCF-Bereich, die auch bei Belastungen in doppelter Höhe des Durchläufers bei  $2 \cdot 10^6$  Zyklen noch Bruchlastspielzahlen über  $10^4$  Zyklen ertragen und bei Kräften nahe der Zugfestigkeit sogar zum Versagen im schwächeren Fügepartner (nicht im deformierten Flyerbereich, sondern nahe der Einspannung im freien Prüfbereich) führen. Des Weiteren ist auffällig, dass unter einer Oberkraft von ca. 3,5 kN (bei den untersuchten Prüfungsparametern) bzw. einer Bruchlastspielzahl von ca.  $2 \cdot 10^5$  Zyklen, also dem Wechsel vom LCF- in den HCF-Bereich, ein Versagen des schwächeren Fügepartners EN AW-1050A-H14 durch Rissinitiierung im deformierten, biegebeanspruchten Bereich oberhalb der Schweißnaht (siehe Abbildung 43 b) vorliegt. Es ist vorstellbar, dass durch entsprechende Maßnahmen (dickeres Blech, geringere Deformation des Flyers, geringere Biegebeanspruchung usw.) bei gleichbleibender Schweißnahtgüte die Versagensart im HCF-Bereich zu Scherversagen verändert und damit die Lebensdauer gesteigert werden kann.

Ergänzend zur Evaluation der Wöhler-Kurve wurden die mittels Wechselstrompotentialsonde und Extensometer aufgezeichneten Werkstoffreaktionen oberkraftübergreifend analysiert um zu überprüfen, inwiefern ein Versagen und die Versagensart der Hybridverbindung vorausgesagt werden

kann. Exemplarisch wurden hierfür die ESV-Ergebnisse der untersuchten Oberkräfte  $F_o = 2,8$ ,  $3,2$ ,  $3,6$ ,  $4,0$  und  $4,4$  kN betrachtet, sodass beide aufgetretenen Versagensarten Scher- und Aluminiumversagen miteinbezogen wurden. Dabei konnte eine Korrelation zwischen den Messwerten AC Spannungsänderung  $\Delta U_{AC}$  (Abbildung 49 a) und Totale Mitteldehnung  $\epsilon_{m,t}$  (Abbildung 49 b) festgestellt werden. Sowohl anhand von  $\Delta U_{AC}$  als auch  $\epsilon_{m,t}$  ist eine Unterscheidung der Schädigungsarten zwischen Scher-Versagen und Rissinitiation im Aluminium anhand der Werkstoffreaktionen möglich. So zeigt sich für Scher-Versagen anhand an  $\Delta U_{AC}$  zwischen ca. 80 % und 90 % Lastspielen der Bruchlastspielzahl ein deutlicher Anstieg des Signals, der auf Schweißnahtschädigungen hinweist.  $\epsilon_{m,t}$  zeigt in einem vergleichbaren Lastspielzahlbereich sprunghafte Anstiege der Mitteldehnung mit Zunahme der Steigung, jedoch in geringerer Größenordnung als bei  $\Delta U_{AC}$ , sodass letzteres zur Detektion von Scher-Versagen als besser geeignet anzusehen ist.

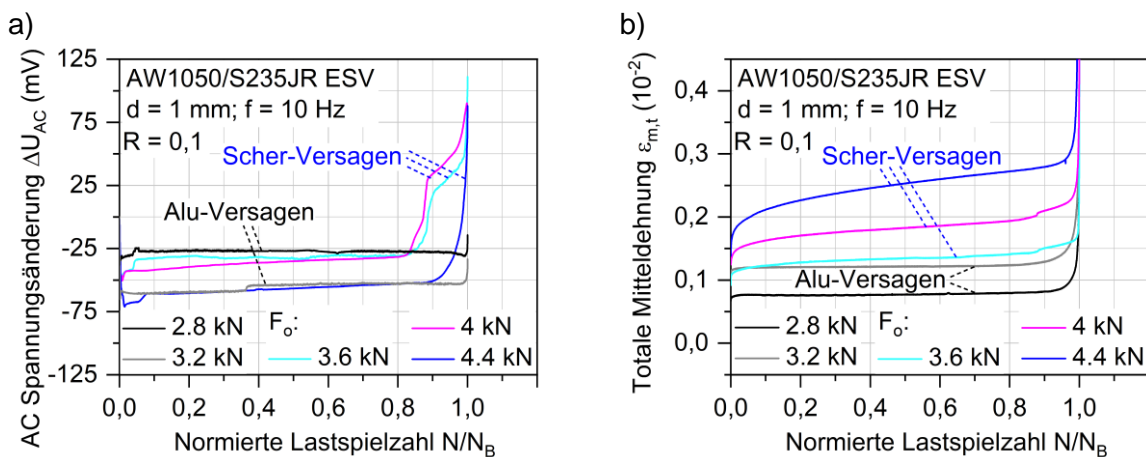


Abbildung 49: a) Messung der AC Spannungsänderung  $\Delta U_{AC}$  mittels Wechselstrompotentialsonde zur Detektion von Werkstoffreaktionen an der Hybrid-Verbindung EN AW-1050A-H14/S235JR während Einstufenversuchen und b) gemessene Totale Mitteldehnung  $\epsilon_{m,t}$  mittels Extensometer zum Vergleich der Werkstoffreaktionen und Korrelation zwischen  $\Delta U_{AC}$  und  $\epsilon_{m,t}$

Auffällig ist auch, dass sowohl für  $\Delta U_{AC}$  wie auch  $\epsilon_{m,t}$  während des gesamten Versuchs ein Anstieg des Messwerts vorliegt, der auf kontinuierliche Veränderungen in der Hybridverbindung deutet, während bei Aluminium-Versagen bis kurz vor Versagen konstante Messwerte vorliegen. Bei Aluminium-Versagen wiederum scheint  $\epsilon_{m,t}$  der geeignetere Messwert zur Versagens-Vorhersage zu sein, da hier ab ca. 90 % der Lastspiele der Bruchlastspielzahl ein Anstieg vorliegt, während  $\Delta U_{AC}$  unmittelbar vor Versagen ansteigt und damit vergleichsweise wenig Handlungsspielraum bietet. Aus diesen Beobachtungen lässt sich schließen, dass eine kombinierte Betrachtung der Messwerte  $\Delta U_{AC}$  und  $\epsilon_{m,t}$  als geeignete Methodik zur Vorhersage von Versagen und Versagensart angewendet werden kann. Des Weiteren ist vorstellbar, dass basierend auf den Messwerten in zukünftigen Arbeiten bzw. Untersuchungen bspw. Structural Health Monitoring bzw. Lebensdauer-Vorhersagen umgesetzt werden. Dies würde eine Basis für den Einsatz magnetpulgeschweißter Hybridverbindung mit messtechnisch unterstützter Absicherung gegen vorzeitiges Versagen bilden.

### Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 und EN AW-5754-H22 / DP800

Durch die Kombination der höherfesten Aluminiumlegierung EN AW-6016-T6 mit DP800 konnten die Bruchoberkräfte in LSV gesteigert (siehe Abbildung 50 a) und eine Schweißnahtfestigkeit größer der Festigkeit des schwächeren Fügepartners erzielt werden. Die in transparent dargestellten Balken zeigen die Ergebnisse vor der Niederhalter-Optimierung, welche in Kapitel 5.1.2 erläutert wird. Auch bei Verwendung von EN AW-6016-T6 tritt bei der höchsten Bruchoberkraft Versagen des schwächeren Fügepartners durch Rissinitiierung im deformierten Flyerbereich auf. Demzufolge scheint auch bei höherfesten Materialien die Biegebeanspruchung für ein Versagen bei ausreichend hoher Schweißnahtfestigkeit maßgeblich ursächlich zu sein. Auffällig ist, dass die höchste Schweißnahtfestigkeit nicht bei größter untersuchter Entladestromstärke vorliegt, sondern bei der mittleren untersuchten Entladestromstärke (421 kA). Demnach folgt bei der höherfesten Aluminiumlegierung mit steigendem Entladestrom eine abweichende Schweißnahtausprägung, welche im Gegensatz zum untersuchten EN AN-1050A-H14 festigkeitsreduzierend wirkt.

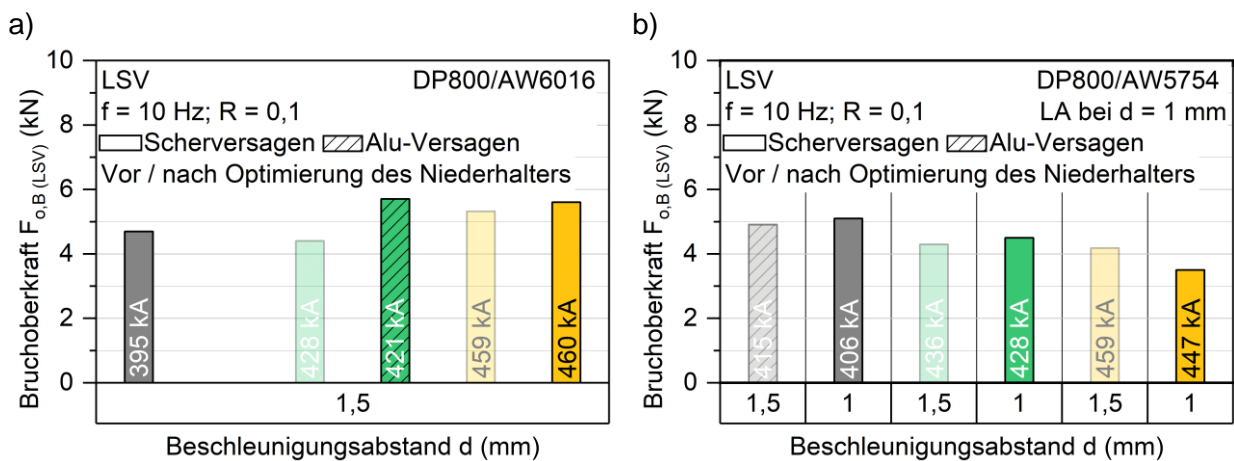


Abbildung 50: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch vor und nach Optimierung des Niederhalters für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-5754-H22/DP800 und verschiedene Prozessparameter

Für die Kombination EN AW-5754-H22/DP800 ergibt sich genau der umgekehrt proportionale Zusammenhang zwischen Entladestromstärke und Bruchoberkraft im LSV, da mit steigender Entladestromstärke geringere Festigkeiten erzielt werden. Zudem erreichen diese nicht das Niveau der Kombination EN AW-6016-T6/DP800. Die auf den abgeschätzten Ermüdungsfestigkeiten und Bruchoberkräften aus den Laststeigerungsversuchen basierenden Einstufenversuchs-Ergebnisse sind für beide Kombinationen in Abbildung 51 a) und b) dargestellt. Auch für diese Kombinationen können identische Erkenntnisse aus den Laststeigerungsversuchen insb. im LCF-Bereich übertragen werden. Während bei EN AW-6016-T6/DP800 die mittlere Entladestromstärke die besten Ergebnisse erzielt, liegen diese bei EN AW-5754-H22/DP800 bei der niedrigsten untersuchten Entladestromstärke. Die Ermüdungsfestigkeiten beider Kombinationen ähneln sich im HCF-Bereich, zeigen jedoch deutliche Unterschiede im LCF-Bereich auf, weshalb nach aktuellem Stand magnetpulsgeschweißte Hybridverbindungen basierend auf EN AW-6016-T6 bei kurzzeitigen, hohen Belastungszyklen bessere Eignung aufgrund höherer Lebensdauer (Versagen des schwächeren Fügepartners, nicht der Schweißnaht) aufweisen.

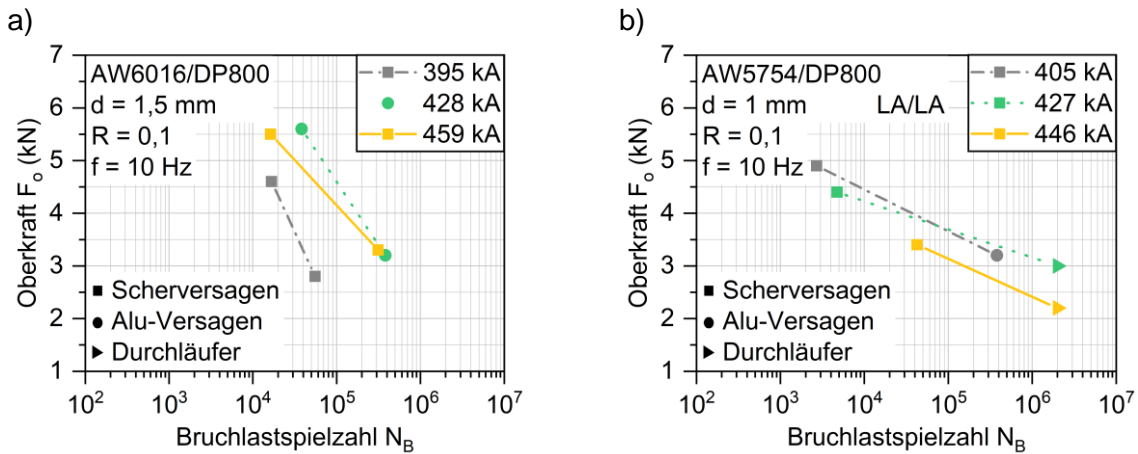


Abbildung 51: Ergebnisse der Einstufenversuche für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-5754-H22/DP800 und verschiedene Entladestromstärken im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

Dementsprechend wurden intensivere Untersuchungen an der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 durchgeführt, in Form der Aufstellung einer Wöhlerkurve und Betrachtung der Schweißnahtbruchflächen sowie des -interfaces für die Schweißparameter  $I = 459 \text{ kA}$  und  $d = 1,5 \text{ mm}$ , um die KZV-Ergebnisse validieren zu können. In Abbildung 52 a) ist eine REM-Aufnahme einer scherversagten Schweißnahtbruchfläche auf dem Target (DP800) mit inkludierter, bereichsspezifischer EDX-Analyse der vorliegenden Elemente illustriert. Im Vergleich zur Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR liegt eine inhomogene Bruchfläche vor, welche sowohl Anteile des Stahls wie auch Aluminiums enthält.

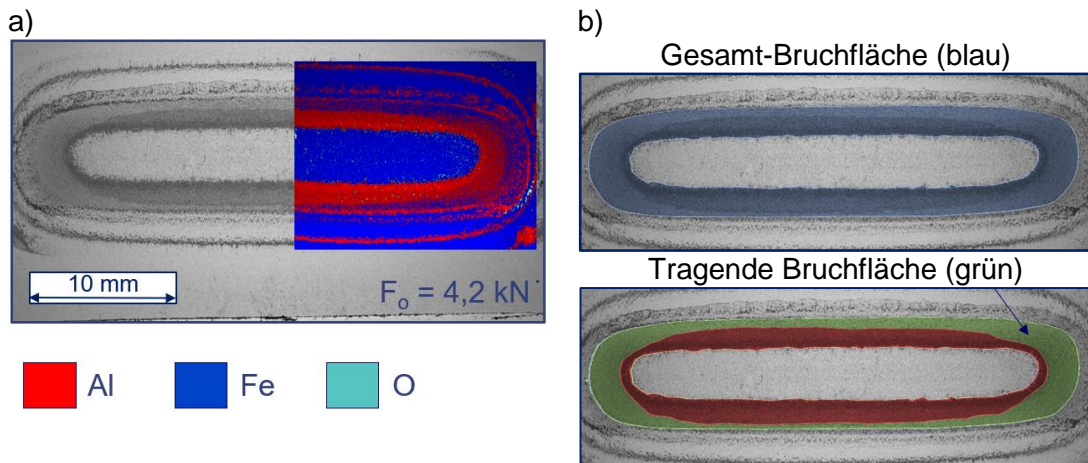


Abbildung 52: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (DP800) zur b) Bestimmung der Gesamt- (blau) und tragenden Bruchfläche (grün)

Die Analyse der Interfaceausprägung unter dem REM bestätigt, dass die inhomogenen Bruchfläche bzw. die inhomogene Belastungsaufnahme unter zyklischer Beanspruchung auf eine vermehrte Rissbildung im rot dargestellte Bereich in Abbildung 52 b) zurückzuführen ist. So liegen im korrespondierenden Schweißnahtbereich N1 Schmelztaschen durchziehende Längsrisse mit einer Maximallänge von  $190 \mu\text{m}$  sowie vereinzelt und im weitaus kleinerem Ausmaß Längs- und Querrisse im Nahtbereich N2 vor, wobei mit Ausnahme dieser der Nahtbereich N2 hin zum Nahtbereich N3 weitestgehend intakt ist (siehe Abbildung 53). Die bereichsspezifischen Linienscans der

Schweißnahtbereich N1 bis N3 (siehe Abbildung 54) ergeben, dass im Nahtbereich N1 im Vergleich zu den Nahtbereichen N2 und N3 ein weitaus erhöhter Masseanteil an Eisen sowie reduzierte Masseanteil an Aluminium vorliegt, der zum Nahtbereich N3 hin im Falle des Eisen stets kleiner und im Falle des Aluminium größer ausfällt. Somit wird vermutet, dass die insbesondere im Nahtbereich N1 vorliegenden Risse mit hoher Wahrscheinlichkeit der Anwesenheit von spröden intermetallischen Fe-Al-Phasen geschuldet sind. TEM- bzw. EBSD-Analysen könnten hier Abhilfe leisten, die geäußerte Vermutung zu bestätigen.

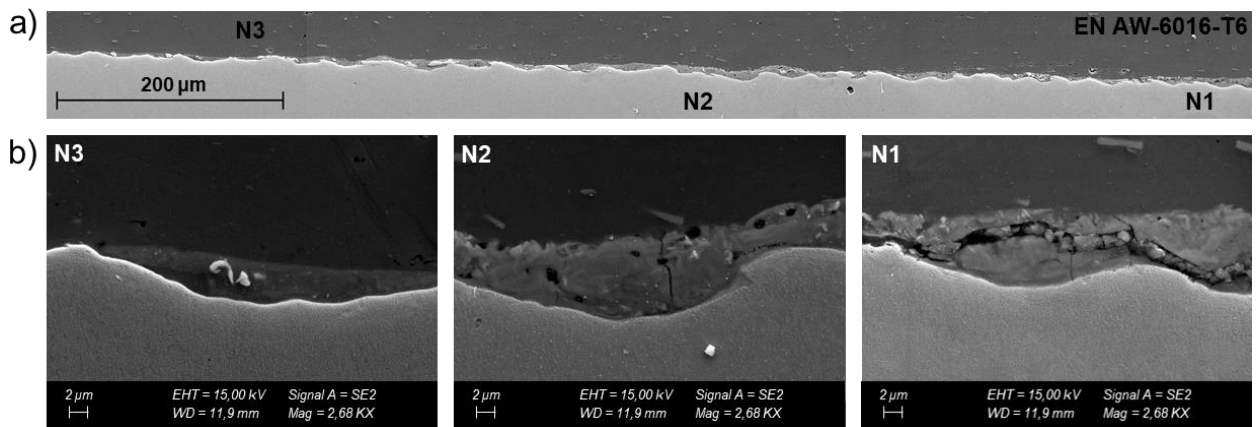


Abbildung 53: a) REM-Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800, b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3

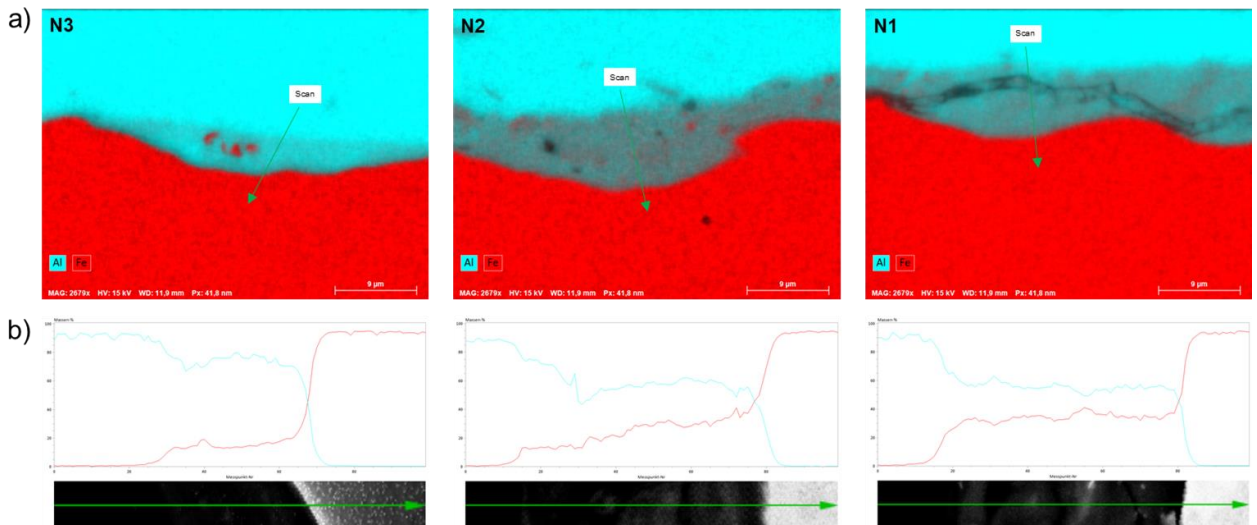


Abbildung 54: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 im a) Nahtbereich N1-N3 und b) Ergebnisse des Linienscan

Basierend auf den Ergebnissen der REM-Analysen wird angenommen, dass der in rot dargestellte Bereich in Abbildung 52 b) keinen signifikanten Beitrag zur zyklischen Lastaufnahme leisten kann und im Vergleich zu den quasistatischen Eigenschaften sich sogar eher negativ auf die Ermüdungseigenschaften auswirkt. Nicht nur in Form von möglicherweise fehlender tragender Fläche, sondern erhöhtem Kerbfaktor durch vorliegende Risse und damit beschleunigter Rissfortpflanzung. Um einen probenübergreifenden Eindruck zu erhalten, wurde die Schweißnahtbruchfläche für alle scherversagten Proben untersucht und die Bruchfläche des tragenden Anteils, in diesem Fall die in grün dargestellte Bruchfläche (siehe Abbildung 45 b), mittels Grauwert-Bildbearbeitung ausgemessen.



Die Schweißprozessparameter der Proben für die in Abbildung 55 a) aufgestellte Wöhler-Kurve unterscheiden sich leicht von denen der Proben für das Kurzzeitverfahren, da sich zur Stabilisierung der Schweißprozessergebnisse mit den härtesten Aluminiumlegierungen die Notwendigkeit von Laserablation gezeigt hat. Es liegen erkennbar abweichende Ergebnisse im Vergleich zum Kurzzeitverfahren vor, welche auf eine schlechtere Schweißnahtausprägung, bei der für die Wöhler-Kurvenerstellung geprüften Probenserie, zurückgeführt werden. Dennoch ist für diese Verbindung, angesichts der schlüssigen, gering streuenden Punktverteilung im Wöhler-Diagramm und den überwiegend vergleichbaren Schweißnaht-Bruchflächen  $A_{B,ESV}$  (siehe Abbildung 55 b), eine hohe Prozessreproduzierbarkeit vorhanden. Vereinzelt Abweichungen der Ergebnisse, wie an den farblich umrandeten Punkten erkennbar, konnten der Größe der Schweißnahtbruchfläche zugeordnet werden, sodass bei gleicher Oberkraft mit geringerer Bruchfläche geringere Lastspielzahlen erzielt werden. Entgegen der Erwartungen trat selbst bei Oberkräften unterhalb 2,5 kN trotz härtester Aluminiumlegierung nicht nur Aluminium-Versagen im biegebelasteten deformierten Flyer-Bereich, sondern auch Scherversagen auf, welches bei der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR erst unterhalb einer Oberkraft von ca. 3,5 kN festgestellt wurde. Aluminium-Versagen resultiert aufgrund einer dünneren Blechdicke des Flyers (1,25 mm bei EN AW-6016-T6 statt 1,5 mm bei EN AW-1050A-H14). Scherversagen korreliert mit den rissbedingten Reduktionen der Schweißnaht-Bruchfläche, sodass für diese Kombination und Schweißprozessparameter im Ermüdungsbereich eine schwächer ausgeprägte Schweißnahtverbindung vorliegt. Es ist davon auszugehen, dass die im HCF-Bereich deutlich erkennbare, schwächere Ermüdungsfestigkeit durch rissfreie Ausprägung der Schweißnaht enorm gesteigert werden kann.

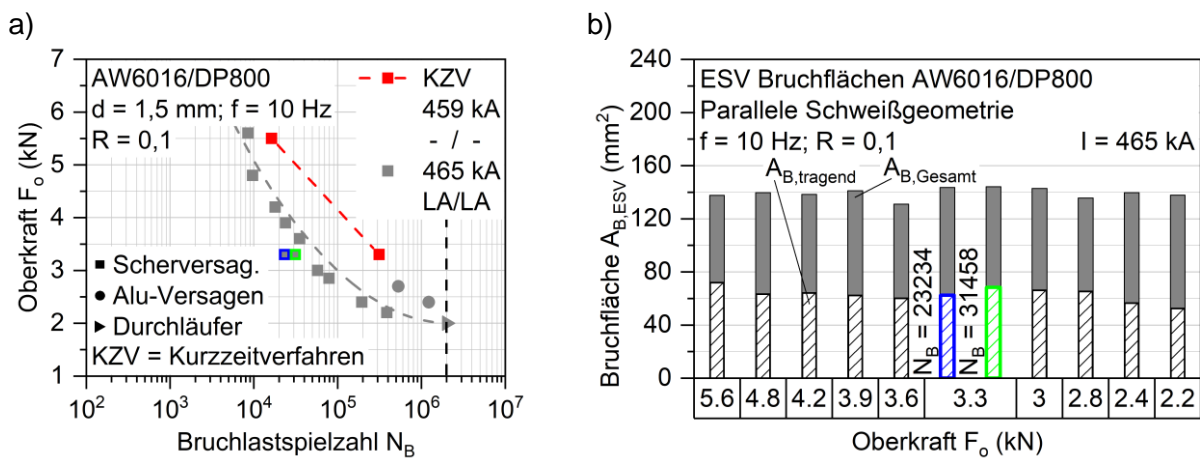


Abbildung 55: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a)

Um genauer zu prüfen, inwiefern die Ermüdungseigenschaften der magnetpuls geschweißten EN AW-6016-T6/DP800 Verbindung der EN AW-1050A-H14/S235JR Verbindung nachstehen, wurden die Wöhler-Kurven beider samt der Zugversuchsergebnisse im direkten Vergleich betrachtet (siehe Abbildung 56 a). Die Wöhler-Kurve der EN AW-6016-T6/DP800 Verbindung (schwarze Punkte/Kurve) liegt erkennbar unter jener der EN AW-1050A-H14/S235JR Verbindung (graue Punkte/Kurve), obwohl die quasistatische Festigkeit ca. doppelt so hoch liegt. Zudem scheint die Festigkeit bei geringen Bruchlastspielzahlen (in diesem Beispiel ca. 500 Zyklen) vergleichsweise hoch zu liegen und danach überproportional abzufallen. Das Verhältnis zwischen

quasistatischer und Ermüdungsfestigkeit weist entsprechend eine hohe Diskrepanz zu den Beobachtungen an der EN AW-1050A-H14/S235JR Verbindung auf, welche insbesondere bei Darstellung der relativen Oberkraft (Oberkraft im Ermüdungsversuch bezogen auf die Zugfestigkeit), wie in Abbildung 56 b) gezeigt, sichtbar wird. Folglich wurde die rissbedingte Reduktion der Schweißnahtfläche betrachtet und überprüft, in welchem Maß diese für die schlechteren Ermüdungseigenschaften verantwortlich sein kann. Dafür wurde die in Abbildung 52 b) dargestellte, tragende Bruchfläche (grün) fiktiv um den Initial rissgeschädigten Bereich (rot) erweitert und proportional zu dieser fiktiven Bruchflächenvergrößerung jeder Punkt der Wöhler-Kurve um den entsprechenden Faktor (fiktiv tragende Bruchfläche (blau) dividiert durch die tatsächlich tragende Bruchfläche (grün)) angehoben. Wie Abbildung 56 b) zeigt, nähern sich die auf die Zugfestigkeit bezogenen Ergebnisse bei Annahme eines Initial rissfreien Zustands (blaue Punkte/Kurve) auf ein näherungsweise vergleichbares Niveau an, was die These des Einflusses der Bruchfläche stützt. Dementsprechend kann davon ausgegangen werden, dass die Ermüdungseigenschaften der EN AW-6016-T6/DP800 Kombination noch deutliches Potential offenhalten, sofern eine Initial rissfreie Schweißnaht erzielt wird.

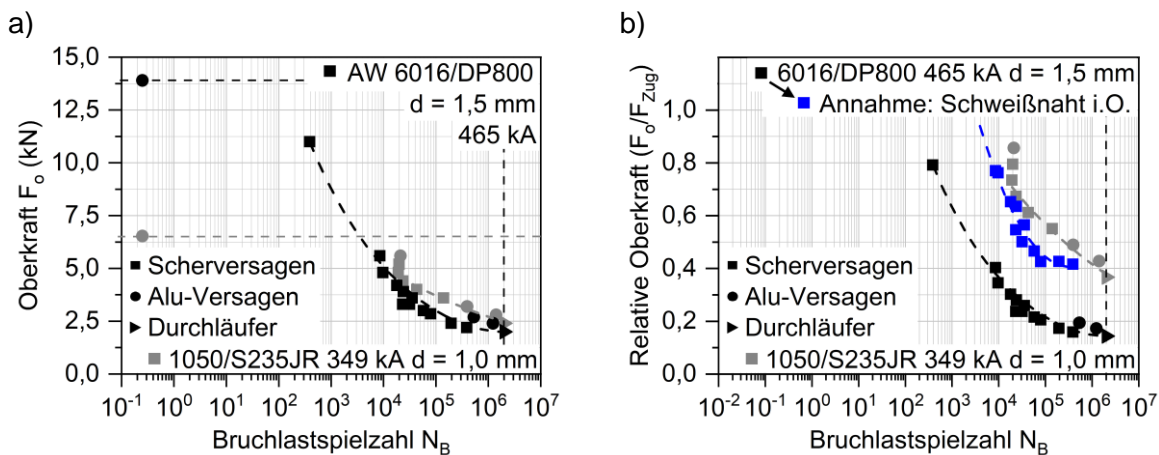


Abbildung 56: a) Direkter Wöhler-Kurven-Vergleich der Kombinationen EN AW-6016-T6/DP800 (schwarz) und EN AW-1050A-H14/S235JR (grau) mit b) relativer Betrachtung zur jeweiligen Zugkraft und gleichzeitigen Darstellung der Ermüdungsfestigkeitssteigerung von EN AW-6016-T6/DP800 bei Annahme vollflächiger Bruchfläche bzw. rissfreien Initialzustand der Schweißnaht (blau)

### Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB

Zusätzlich zu den nicht korrosionsbeständigen Kombinationen wurde EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB untersucht, um den Einfluss einer Verzinkung auf die Schweißnaht und die resultierende Ermüdungsfestigkeit zu bestimmen. Trotz Verzinkung auf dem Target konnten zu dem unverzinkten Pendant ähnliche Ermüdungseigenschaften festgestellt werden (siehe Abbildung 57 a)). Die Anwendung einer Verzinkung beeinflusst den Prozess der Magnetschweißung und resultierende Schweißnaht demnach nicht negativ und wie Kapitel 6.4.2 zeigt, beugt die Verzinkung effektiv zur Erhaltung der Ermüdungseigenschaften des Hybrid-Verbunds unter Auslagerung in korrosiver Umgebung Korrosionsangriffen vor. Im Vergleich zur höherfesten Kombination ordnet sich die verzinkte Kombination leicht darunter ein (siehe Abbildung 57 b)).

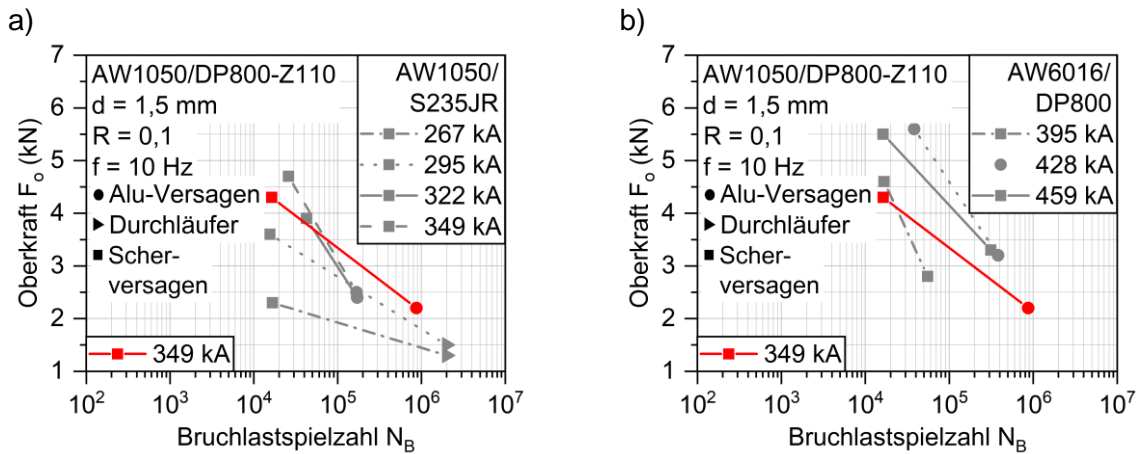


Abbildung 57: Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB im direkten Vergleich zu a) EN AW-1050A-H14/S235JR und b) EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Entladestromstärke im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

Da die Verzinkung eine Beschichtung des Stahls darstellt, besteht potenzielle Gefährdung eines ausreichenden Stoffschlusses, der zwischen der Beschichtung und dem Stahl, sowie der Schweißverbindung zwischen Flyer und Target besteht. Um die Güte und Reproduzierbarkeit der Schweißnaht zu beurteilen, wurde auch für diese Kombination und die Schweißparameter  $I = 349 \text{ kA}$  bei  $d = 1,5 \text{ mm}$  eine Wöhler-Kurve aufgestellt. Begleitend wurden REM-Aufnahmen der scherversagten Schweißnahtbruchflächen auf dem Target (DP800-Z110MB) mit inkludierter, bereichsspezifischer EDX-Analyse der vorliegenden Elemente aufgezeichnet (siehe Abbildung 58 a) um eine Bewertung der Bruchflächenkonstellation vornehmen zu können. Auch für diese Kombination zeigen sich Aluminium-Bruchflächen, die auf ein primäres Abscheren des Aluminiums, auch bei hohen Oberkräften, und damit eine gute Schweißnahtausprägung hinweisen. Im Vergleich zur nicht verzinkten S235JR-Variante finden sich stellenweise Lücken in der Aluminiumbruchfläche, welche auf ein Versagen der stoffschlüssigen Verbindung zwischen der Verzinkung und dem Aluminium deuten.

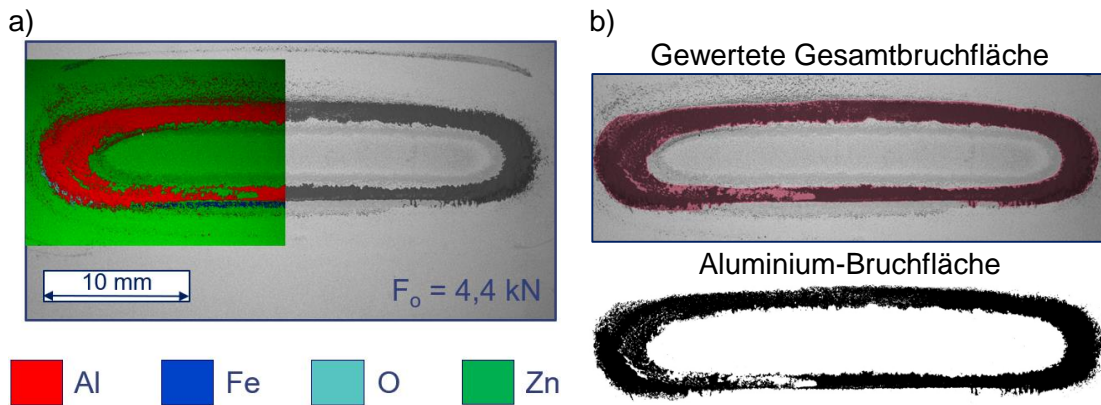


Abbildung 58: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (DP800-Z110MB) zur b) Bestimmung der gewerteten Gesamt- (rot) und Aluminium Bruchfläche

Angesichts der zur nicht verzinkten S235JR-Variante vergleichbaren Abschätzungsergebnisse bzw. Ermüdungsfestigkeit mittels Kurzzeitverfahren werden diese Lücken, also Versagensbereiche zwischen Verzinkung und Aluminium, jedoch als Bereiche der Gesamtbruchfläche gesehen. Daher wurden diese als Teil der gewerteten Gesamtbruchfläche berücksichtigt (siehe Abbildung

58 b) und, ebenso wie die Aluminium-Bruchfläche, mittels Grauwert-Bildbearbeitung ausgemessen.

Das Ergebnis der aufgestellten Wöhler-Kurve im Vergleich zum Ergebnis aus der Kurzzeitversuchsmethodik ist Abbildung 59 a) abgebildet. Es liegt eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen vor, die eine gute Abschätzbarkeit mittels Kurzzeitversuchsmethodik belegen. Für die verzinkte Variante liegt jedoch eine verhältnismäßig große Streuung der Ergebnisse vor, welche ebenso anhand der Bruchflächen ersichtlich ist (siehe. Abbildung 59 b). I. A. zeigen sich mit größeren Bruchflächen auch größere Belastbarkeiten (siehe beispielhafte Farbmarkierungen in Abbildung 59 b), die in Kombination mit den schwankenden Bruchflächengrößen auf eine geringere Schweißprozessreproduzierbarkeit hindeuten. Zudem zeigen sich durchweg kleinere Bruchflächen als bei der nicht verzinkten Variante (vgl. Abbildung 48 b). Dennoch weisen die Datenpunkte der aufgestellten Wöhler-Kurve untereinander auch für den Fall des verzinkten Targets eine plausible Kohärenz auf.

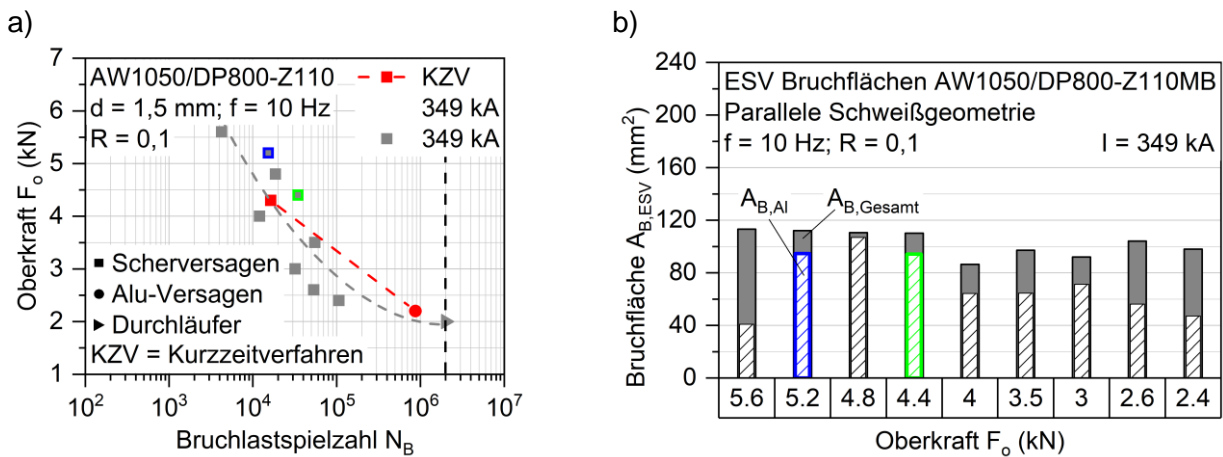


Abbildung 59: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a)

Werden die Ermüdungseigenschaften im LCF-Bereich betrachtet, sind auch für die verzinkte Variante selbst bei Belastungen in 2,5-facher Höhe des Durchläufers bei  $2 \cdot 10^6$  Zyklen noch Bruchlastspielzahlen über  $10^4$  Zyklen möglich. Ungewöhnlich erscheint der Übergang zwischen dem LCF- und HCF-Bereich, welcher auf einem scheinbar konstant bleibenden Lastniveau stattfindet. Dieser wird, in Anbetracht des nicht aufgetretenen Aluminium-Versagens bei den Validierungsversuchen der Wöhler-Kurve, einer primär für den LCF-Bereich geeigneten Schweißverbindung zugeschrieben, die erst ab einer niedrigen Oberkraft von ca. 2 kN eine für den HCF-Bereich ausreichend anhaltende Lebensdauer aufweist. Zudem zeigen sich im untersuchten Bereich niedriger Oberkräfte kleinere Gesamt- und Aluminium-Bruchflächen, sodass eine entsprechende Korrelation zur reduzierten Lebensdauer naheliegt. Es ist vorstellbar, dass durch spezifischere Optimierungen der Prozessparameter im Hinblick auf eine Schweißnahtgüte, die zu reproduzierbar gleichbleibenden Bruchflächen führt, die Belastbarkeit und Lebensdauer im HCF-Bereich verbessert werden kann. Dennoch ist festzuhalten, dass mit Erfolg eine schwingfeste, für den Einsatz in korrosiver Umgebung geeignete, magnetpuls geschweißte Hybridverbindung ermittelt werden konnte.

## 6.2. Schweißgeometrieinfluss

Ergänzend zu dem Schweißparameter- und Materialeinfluss wurde der Einfluss der Schweißgeometrie untersucht. Die Schweißgeometrie, welche in diesem Fall von der Form des Flyers und den geometrisch vorliegenden Gegebenheiten während des Schweißprozesses (Verwendung und Positionierung von Abstandhaltern bzw. Spacern zwischen Flyer und Target) abhängt, kann das Ergebnis des Schweißvorgangs und der Hybridverbindung signifikant verändern. In Kapitel 5.1.3 wurden die drei insgesamt untersuchten Schweißgeometrien und das Vorgehen zum Magnetimpulsschweißen dieser näher erläutert. Zur Ermittlung des Schweißgeometrieinflusses wurden die in Tabelle 8 (Überhängende Schweißgeometrie) und Tabelle 9 (V-Nut Schweißgeometrie) abgebildeten Werkstoffkombinationen, Schweißprozessparameter sowie Variationen der jeweiligen Schweißgeometrie angesetzt. Basierend auf den Ergebnissen zur Ermittlung des Schweißprozessparameterinflusses (Kapitel 6.1) wurden die für die jeweilige Werkstoffkombination bei Verwendung der parallelen Schweißgeometrie zuvor ermittelten optimalen Entladeenergien und Beschleunigungsabstände verwendet und als Vergleichsreferenz herangezogen. Bei der überhängende Schweißgeometrie (Tabelle 8) wurde der Überlapp in drei Stufen von 10 bis 30 mm und bei der V-Nut Schweißgeometrie (Tabelle 9) die V-Nut in vier Stufen von 6 bis 10° für jede Werkstoffkombination variiert. Pro Parametersetup/Versuchsreihe wurden drei Proben für den quasistatischen Zugversuch und drei Proben für die kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung (Laststeigerungs- und Einstufenversuche) angesetzt.

Tabelle 8: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen unter Verwendung der Schweißgeometrie „Überhängend“ (Einseitige Positionierung des GFK-Spacers und Variation des Überlapp a)

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Beschl.- abstand d [mm]	Überlapp a [mm]	Versuchsumfang pro Parameter- setup / Versuchsreihe
EN AW-1050A- H14 / S235JR	15 349	1,5	30 / 20 / 10	3x Quasistatischer Zugversuch (tff)
EN AW-6016- T6 / DP800	24 459	1,5	30 / 20 / 10	3x Kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung (WPT)

Tabelle 9: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen unter Verwendung der Schweißgeometrie „V-Nut“ (Variation des „Beschleunigungsabstandes“ über V-Nut-Geometrie des Flyers)

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Über- lapp a [mm]	V-Nut [°]	Versuchsumfang pro Parameter- setup / Versuchsreihe
EN AW-1050A- H14 / S235JR	15 349	30	6 / 8 / 10 / 12	3x Quasistatischer Zugversuch (tff)
EN AW-6016- T6 / DP800	24 459	30	6 / 8 / 10 / 12	3x Kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung (WPT)

Basierend auf den Ergebnissen der quasistatischen und kombinierten Schwingfestigkeitsuntersuchung erfolgte in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss die Festlegung der optimalen Schweißprozessgeometrie für die anschließende Ermittlung der teilfaktoriellen Wöhler-

Kurven. Die festgelegte Schweißgeometrie und Werkstoffkombination sowie der Versuchsumfang sind in Tabelle 10 wiedergegeben.

Tabelle 10: Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Schweißgeometrie zur Ermittlung der Wöhler-Kurven

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladene. E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Überlapp a [mm]	V-Nut [°]	Versuchsumfang pro Parameter- setup / Versuchsreihe
EN AW-1050A-H14 / S235JR	15 349	30	6	10x Ermittlung teilfaktorieller Wöhler-Kurve & REM/EDX - Fraktogra. 2x REM/EDX - Interface

Im Folgenden werden die Untersuchungsergebnisse zu den Schweißgeometrien „Überhängend“ und „-V-Nut“ mit Bezug zu den mechanischen Eigenschaften vorgestellt und diskutiert.

### 6.2.1. Quasistatische Belastbarkeit

Abbildung 60 zeigt die quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR in Abhängigkeit der drei applizierten Schweißgeometrien, wobei die parallele Schweißgeometrie (Grün) als Vergleichsreferenz herangezogen wurde.

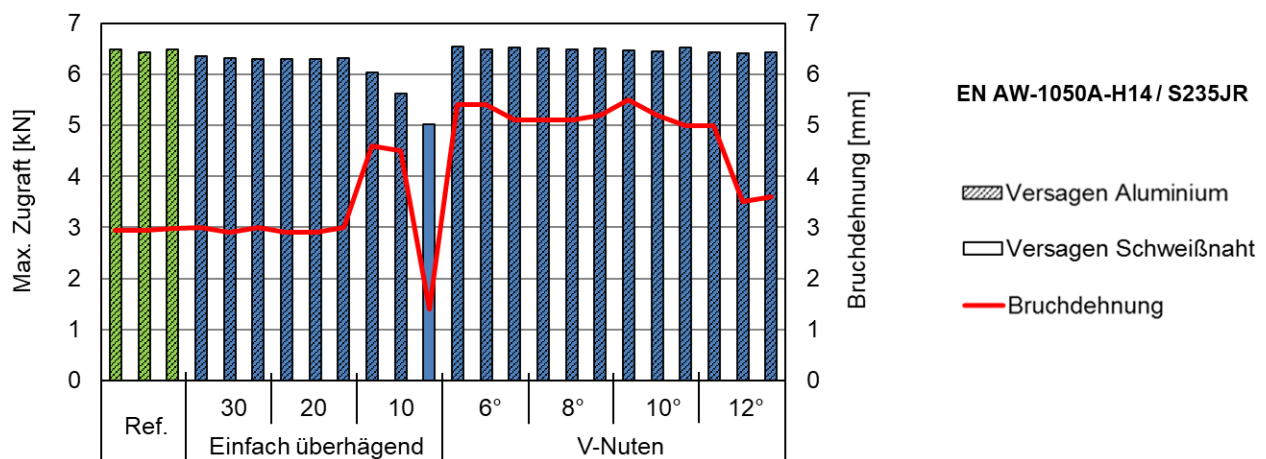


Abbildung 60: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz), überhängenden und V-Nut Schweißgeometrie

Es wird ersichtlich, dass im Falle der überhängenden Schweißgeometrie ein stark reduzierter Überlapp als einzige Konfiguration zu einer Abnahme der maximal ertragbaren Zugkraft führt und im schlimmsten Fall sogar zu einem Versagen der Schweißnaht und nicht des schwächeren EN AW-105A-H14 führt, wie es bei alle anderen Variationen des Überlapp der Fall ist. Zurückzuführen ist die Festigkeitsabnahme beim Überlapp von 10 mm einerseits auf die asymmetrischen Abrollbedingungen des Flyers und den daraus resultierenden Schweißnahtsymmetrieeinbußen (verzerrter und unvollständig ausgebildeter elliptischer Ring) und andererseits auf die reduzierte Schweißnahtgröße, die sich in dem maximal zur Verfügung stehende Kollisionsbereich bei einem reduziertem Überlapp von 10 mm ausbilden kann (siehe Abbildung 61).

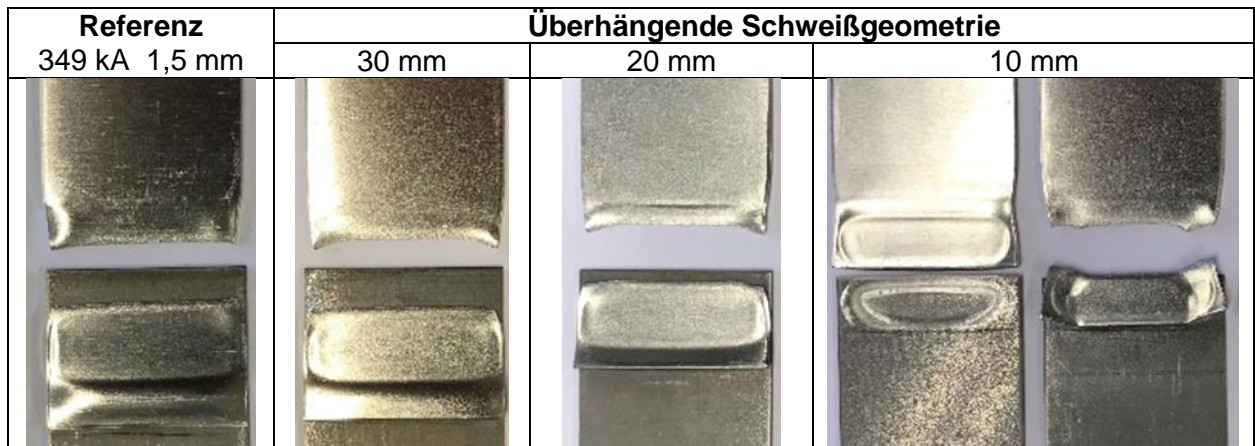


Abbildung 61: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz) und überhängenden Schweißgeometrie

Die mit der V-Nut Schweißgeometrie realisierten Proben dagegen weisen bei allen Variationen der V-Nut stets ein ähnliches Festigkeitsniveau auf, das mit dem Versagen des schwächeren EN AW-1050A-H14 im Belastungsfall einhergeht. Darüber hinaus verfügen, mit Ausnahme der 12° V-Nut, alle über eine um maximal 76 % erhöhte Bruchdehnung im Vergleich zur Referenz, was auf eine durch die V-Nut geringer vorliegende Deformation des Flyers während des eigentlichen Schweißvorgangs zurückzuführen ist und sich auch im abweichendem Versagensbild durch größere plastische Dehnungen widerspiegelt (siehe Abbildung 62).

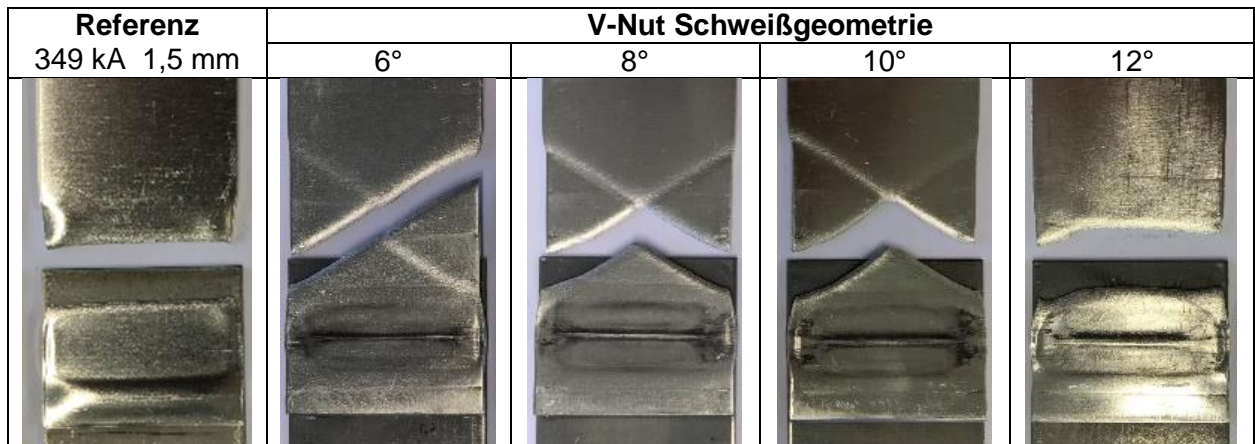


Abbildung 62: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen (Referenz) und V-Nut Schweißgeometrie

Im Gegensatz zu den Ergebnissen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verdeutlichen die Ergebnisse der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 einen negativen Einfluss der überhängenden und V-Nut Schweißgeometrie auf die quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung (siehe Abbildung 63).

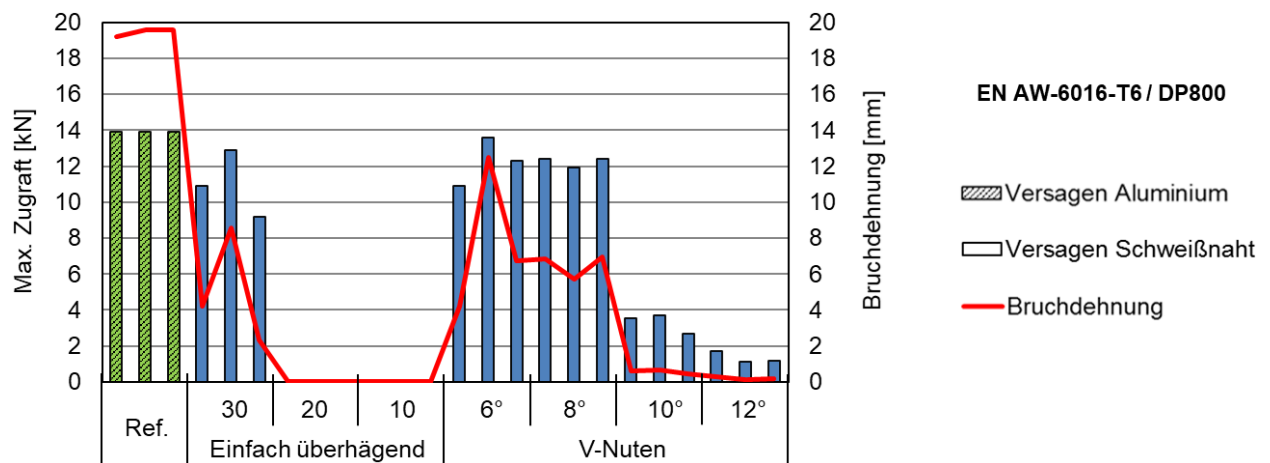


Abbildung 63: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz), überhängenden und V-Nut Schweißgeometrie

Unabhängig von der applizierten Schweißgeometrie erreicht keine der Proben das Niveau der Referenz hinsichtlich Festigkeit und Bruchdehnung bzw. zeichnet sich mit einem Versagen des schwächeren EN AW-6016-T6 aus. Des Weiteren zeigt sich im Falle der überhängenden Schweißgeometrie bei einem Überlapp von 20 mm und weniger, dass eine erfolgreiche Verschweißung nicht erzielt wurde. Dies war lediglich bei einem Überlapp von 30 mm der Fall, wobei im Vergleich zur Referenz eine Reduktion der maximal ertragbaren Zugkraft um durchschnittlich 21 % vorlag und stets von einem Versagen der Schweißnaht begleitet war (siehe Abbildung 64).



Referenz 459 kA 1,5 mm	Überhängende Schweißgeometrie		
	30 mm	20 mm	10 mm
		Nicht verschweißt	Nicht verschweißt

Abbildung 64: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz) und überhängenden Schweißgeometrie

Bei den mit der V-Nut Schweißgeometrie realisierten Proben lässt sich der Trend erkennen, dass mit zunehmender V-Nut eine Reduzierung der Zugkraft vorliegt und das Versagen der Schweißnaht das Versagensbild dominiert (siehe Abbildung 65). Während sich die V-Nut 6° und V-Nut 8° dem Niveau der Referenz annähern und durchschnittlich um 12 % kleiner ausfallen, liegt bei der V-Nut 10° und V-Nut 12° ein enormer Einbruch von 76 % bzw. 90 % vor.



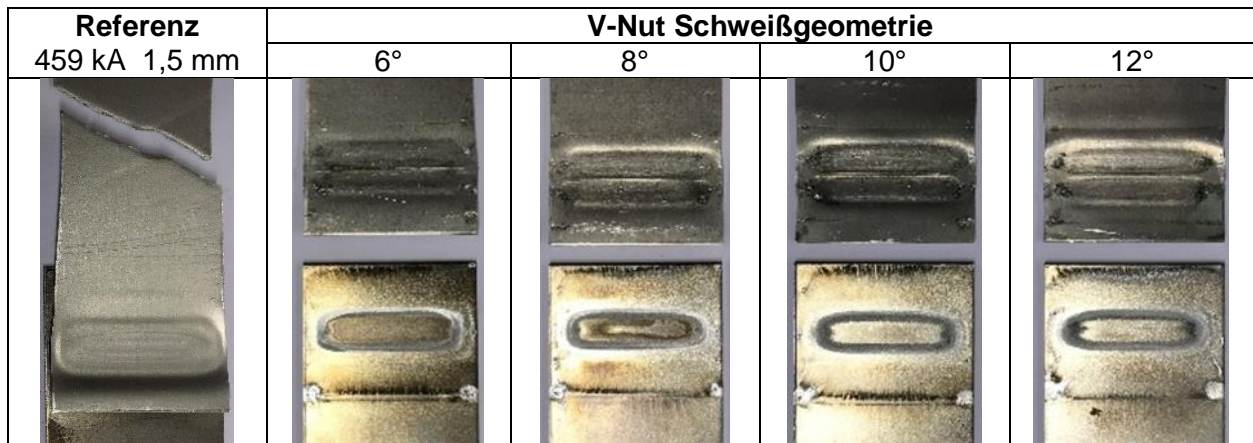


Abbildung 65: Versagensbilder nach dem quasistatischen Zugversuch der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen (Referenz) und V-Nut Schweißgeometrie

Zurückzuführen sind die Festigkeitseinbußen im Falle der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 auf die durch die V-Nut geänderten Ausprägungsbedingungen des magnetischen Druckes zwischen dem Flyer und dem Spulensteg. Die Flyer-Oberfläche steht zum Zeitpunkt der Strominduktion nicht mehr orthogonal zum Spulenstegmagnetfeld und führt gemäß den Gesetzen der Strominduktion zu einer geringeren auf den Flyer wirkenden Lorentzkraft und damit auch zu einem geringeren Induktionsstrom im Flyer. Im Vergleich zur parallelen Schweißgeometrie liegt ein geringerer magnetischer Druck zwischen Flyer und Spulensteg vor, der zu einer reduzierten Aufschlagsgeschwindigkeit des Flyers auf dem Target führt. Kompensieren lässt sich dieser Umstand eigentlich durch eine Erhöhung der Entladeenergie bzw. der maximalen Stromstärke im Spulensteg, jedoch wurde bei den durchgeführten Versuchen bereits an der maximalen Belastungsgrenze gearbeitet. In Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde somit die Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 für die zyklische Untersuchung verworfen.

### 6.2.2. Zyklische Belastbarkeit

Für die Untersuchungen des Schweißgeometrieinflusses auf zyklische Festigkeit wurde sich, wie zuvor erläutert, primär auf die Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR fokussiert. Wie Abbildung 66 a) anhand der Laststeigerungsversuchsergebnisse zeigt, steigt die Bruchoberkraft mit größerem Überlapp, was den fraktographischen Bildern nach durch größere Schweißnähte bedingt ist. Für alle der drei untersuchten Überlappplängen liegt Scherversagen vor, sodass der Überlapp scheinbar zu einer ungünstigen Schweißnahtbildung führt, welche der parallelen Schweißgeometrie unterlegen ist. Die V-Nut zeigt zwar zwischen den Winkeln Abweichungen bei der Bruchoberkraft, aber dennoch höhere Bruchoberkräfte als bei überhängender Schweißgeometrie und trotz der hohen Entladestromstärke kommt es nicht zum Versagen des EN AW-1050A-H14 durch Rissinitiation im deformierten Flyerbereich. Dies lässt sich durch die geringere Deformation oberhalb der V-Nut während des Schweißprozesses erklären (vgl. Abbildung 67 a) und b), während die Schweißnähte beim Überhang weniger ausgeprägt sind als bei paralleler Schweißgeometrie. Die V-Nut Schweißgeometrie ermöglicht dadurch eine deutlich höhere Bruchoberkraft ohne Ausfall des EN AW-1050A-H14, sodass geometrieinduzierte Steigerungen der Ermüdungsfestigkeit ohne eine zusätzliche Erhöhung der Entladestromstärke möglich sind.

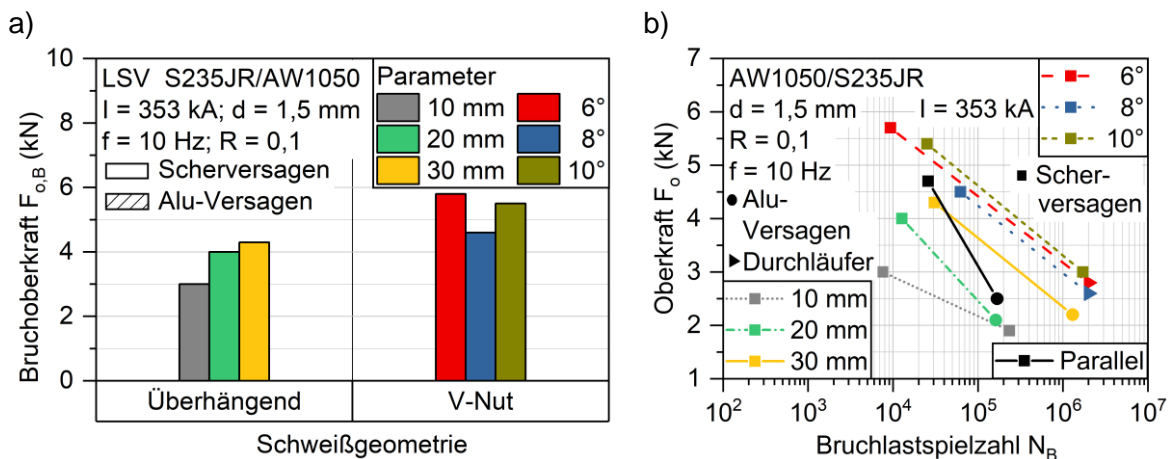


Abbildung 66: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Schweißgeometrien und -parameter; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Schweißgeometrien und -parameter im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

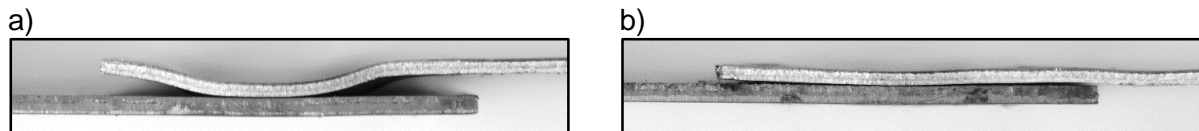


Abbildung 67: Seitenansichten der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR bei a) paralleler und b) V-Nut Schweißgeometrie

Ähnliche Erkenntnisse können den im Rahmen des Kurzzeitverfahrens durchgeführten Einstufenversuchen entnommen werden. Abbildung 66 b) zeigt die Ergebnisse dieser. Auch hier ist mit zunehmendem Überhang eine Erhöhung der Lebensdauer und Oberkraft zu beobachten, wobei nur geringfügig Unterschiede zwischen den verschiedenen V-Nut Winkeln erkennbar sind. Dementsprechend können die bei den Bruchoberkräften der Laststeigerungsversuche beobachteten Unterschiede zwischen den verschiedenen V-Nut-Winkeln als vernachlässigbar angesehen werden. Im LCF- wie auch im HCF-Bereich zeigt die V-Nut-Schweißgeometrie überlegene Ermüdungseigenschaften im Vergleich zur überhängenden und parallelen Schweißgeometrie. Ein weiterer interessanter Aspekt ist, dass bei der für die V-Nut abgeschätzten Oberkraft-Niveaus im HCF-Bereich Durchläufer erzielt wurden bzw. kein Versagen des EN AW-1050A-H14 festgestellt wurde, wie es bei der überhängenden und der parallelen Schweißgeometrie im HCF-Bereich der Fall war. Wie bereits bei den Laststeigerungsversuchen erahnt lässt sich hiermit bestätigen, dass die Versagensursache bei der überhängenden und der parallelen Schweißgeometrie auf die ausgeprägte Deformation oberhalb der Schweißnaht zurückgeführt werden kann. In Kapitel 6.1.2 wird angesprochen, dass die ersten Werkstoffreaktionen in den Laststeigerungsversuchen auf anderen mikrostrukturellen Veränderungen basieren als der schlussendlichen Rissinitiierung im deformierten, biegebeanspruchten Bereich des deformierten Fügepartners und dadurch eine lastspielzahlübergreifende Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit erschwert wird. Die Ergebnisse an der V-Nut bestätigen das, da hier bei den abgeschätzten Oberkräften für eine Ermüdungsfestigkeit bei einer Mindest-Lastspielzahl von  $2 \cdot 10^6$  Zyklen Durchläufer erzielt wurden. Demnach ist die Abschätzung der Oberkraftniveaus anhand eines Laststeigerungsversuchs möglich, sofern die ersten erfassten signifikanten mikrostrukturbasierten Werkstoffreaktionen mit der schlussendlichen Versagensursache in Verbindung stehen.

Aufgrund der vielversprechenden Ergebnisse zur zyklischen Beanspruchbarkeit der magnetpuls-geschweißten V-Nut Schweißgeometrie und zur Validierung der Abschätzungsergebnisse wurde für die Schweißparameter  $I = 349 \text{ kA}$  und V-Nut-Winkel von  $6^\circ$  eine Wöhlerkurve aufgestellt und begleitend die Schweißnahtbruchfläche der scherversagten Proben sowie das Schweißnahtinterface im REM untersucht. Eine beispielhafte REM-Aufnahme einer scherversagten Schweißnahtbruchfläche auf dem Target (S235JR) mit inkludierter, bereichsspezifischer EDX-Analyse der vorliegenden Elemente ist in Abbildung 68 a) dargestellt.

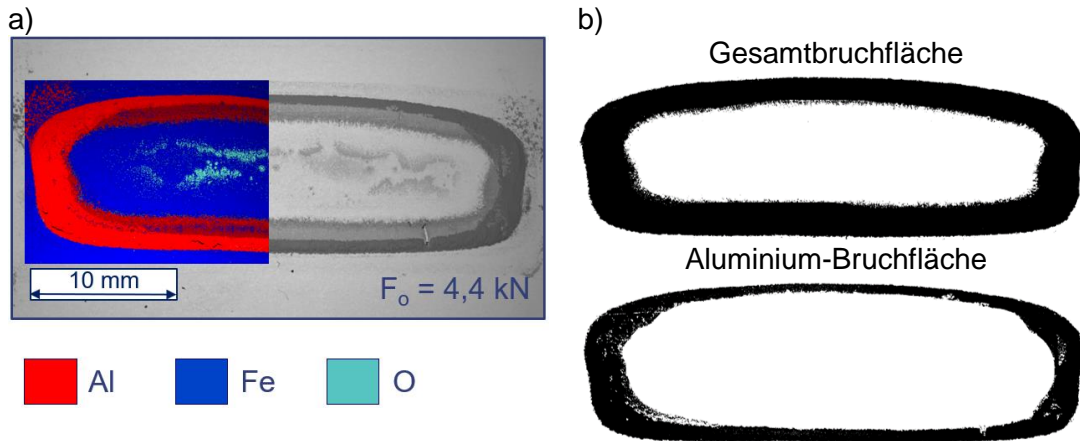


Abbildung 68: a) REM und EDX Analyse der Bruchfläche auf dem Target (S235JR) zur b) Bestimmung der Gesamt- und Aluminium-Bruchfläche

Anders als bei der parallelen Schweißgeometrie liegt eine zweigeteilte Bruchfläche mit einem homogenen Aluminium-Bereich vor, der auf ein Abscheren des Aluminiums und einem Aluminium-Stahl-Bereich, der auf ein schwächeres Schweißnahtinterface in diesem Bereich deutet. Die REM-Querschliffaufnahmen zeigen, dass im Vergleich zur Interfaceausprägung der parallelen Schweißgeometrie (siehe Abbildung 46) vereinzelt leicht größere Risse im Nahtbereich N1 vorliegen und der Nahtbereich N2 sowie N3 erneut weitestgehend intakt sind (siehe Abbildung 69). Die durchgeführten EDX-Analysen bekräftigen erneut, dass die vorliegenden Risse im Nahtbereich N1 der Anwesenheit von harten und spröden intermetallischen Fe-Al-Phasen zu verdanken sind (siehe Abbildung 70).

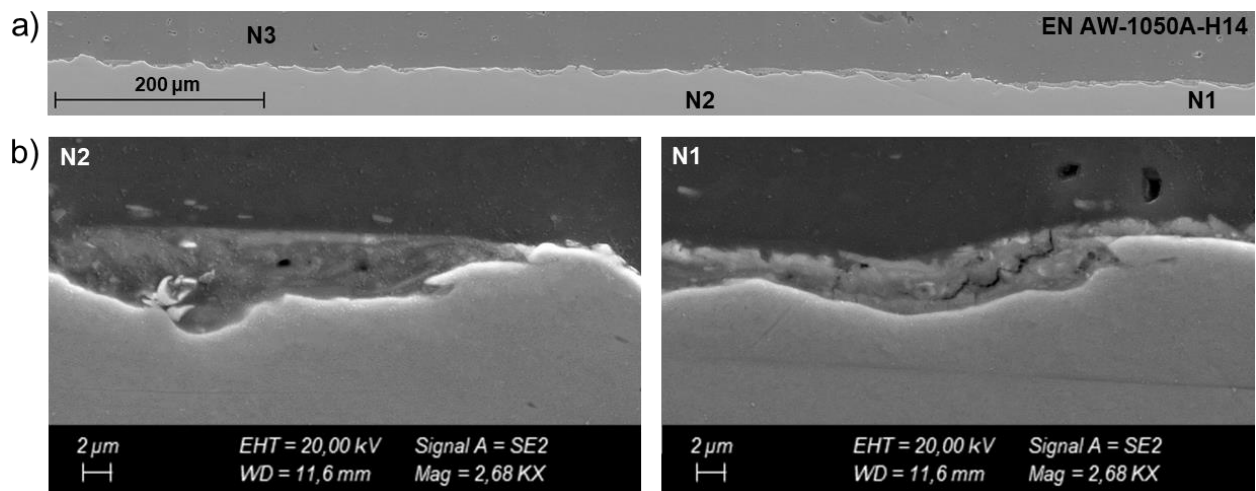


Abbildung 69: a) REM-Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR (V-Nut  $6^\circ$ ), b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 und N2

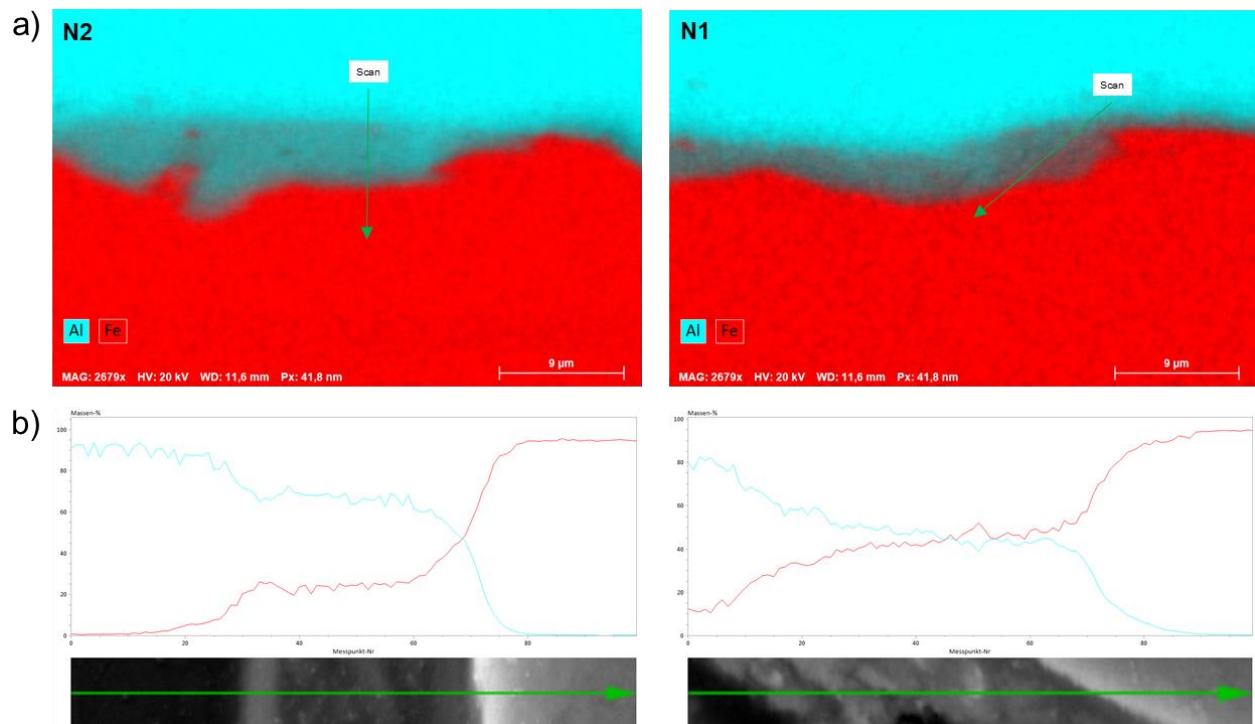


Abbildung 70: EDX-Analyse der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR (V-Nut 6°) im a) Nahtbereich N1 und N2 sowie b) Ergebnisse des Linienscan

Um einen probenübergreifenden Eindruck zu erhalten wurde die Schweißnahtbruchfläche für alle scherversagten Proben untersucht und die Gesamt- wie auch Aluminium Bruchfläche (siehe Abbildung 68 b) ausgemessen. Wie die Wöhlerkurve aus Abbildung 71 a) zeigt, stimmen die auf Basis des Kurzzeitverfahrens ermittelten Abschätzungsergebnisse der Ermüdungseigenschaften sehr gut mit den Validierungsergebnissen überein. Vereinzelt liegt Ergebnisstreuung durch Ausreißer vor, diese lassen sich aber durch geringer ausgeprägte Schweißnahtbruchflächen, insb. bei der Aluminium-Bruchfläche, begründen und weisen eine direkte Korrelation zu den erzielten Bruchlastspielzahlen auf. Die Bruchflächen der V-Nut Schweißgeometrie zeigen insgesamt eine deutlich abweichende Nahtform. Während sich probenübergreifend die Aluminium-Bruchflächen im Vergleich zu paralleler Schweißgeometrie (vgl. Abbildung 48 b) auf einem vergleichbaren Niveau befinden, zeigen sich die Gesamt-Bruchflächen der Schweißnähte bei V-Nut Schweißgeometrie um ca. 50 % größer. Weiterhin konnte bei den Versuchen zur Wöhlerkurven-Aufstellung auch Aluminium-Versagen durch Rissinitiierung im Schweißnahtbereich festgestellt werden, welches in den Versuchen nach dem Kurzzeitverfahren ausblieb. Demzufolge scheint auch hier eine gewisse Anfälligkeit deformierter Flyerbereiche auf simultane Zug- und Biegebeanspruchung vorzuliegen, welche dennoch höhere Oberkräfte zulässt als bei der parallelen Schweißgeometrie (vgl. Abbildung 48 a). Bemerkenswert ist zudem, dass wie bereits bei der parallelen Schweißgeometrie bei hohen Oberkräften im LCF-Bereich Aluminium-Versagen (nicht im deformierten Flyerbereich, sondern nahe der Einspannung im freien Prüfbereich) eintritt, statt Scherversagen. Demnach ist auch die V-Nut Schweißgeometrie sehr gut für zyklische Lasten bei hohen Oberkräften geeignet. Da dies mit einer verbesserten Festigkeit im HCF-Bereich einhergeht, ist die V-Nut in Bezug auf das Ermüdungsverhalten der parallelen Schweißgeometrie überlegen.

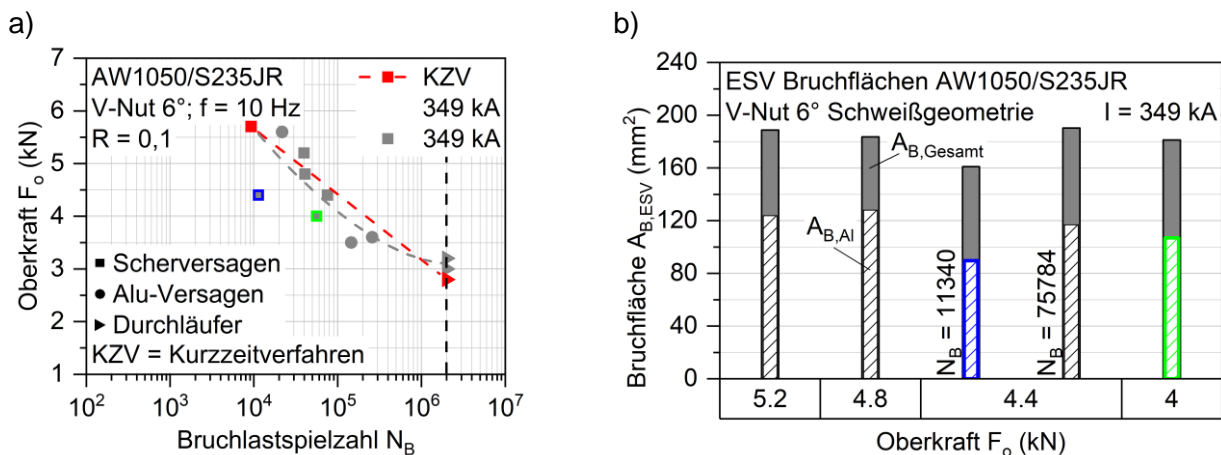


Abbildung 71: a) Validierungsergebnis der abgeschätzten Ermüdungsfestigkeit der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR (V-Nut 6° Schweißgeometrie) mittels Wöhler-Kurve; b) gemessene Bruchflächen der Proben mit Scherversagen samt farblichen Zuordnungsbeispielen zu den Ergebnis-Daten in a)

Den Wissenstand erweiternde Untersuchungsergebnisse zu dem Einfluss der, für die Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR überlegenen, V-Nut-Schweißgeometrie auf die Ermüdungseigenschaften der höherfesten Werkstoffkombination aus EN AW-6016-T6/DP800 konnten nicht generiert werden, da eine auf Schwingung reproduzierbar beanspruchbare Schweißnahtfestigkeit nicht erzielt werden konnte und daher eine indifferente Ergebnislage vorliegt.

### 6.3. Oberflächentopographieeinfluss

Ergänzend zu den Untersuchungen bzgl. des Schweißparameter-, Material- und Schweißgeometrieinflusses wurde sich dem Einfluss der Oberflächentopographie auf die Magnetpulsverschweißung und den daraus resultierenden morphologischen Veränderungen bei der Schweißnaht und den mechanischen Eigenschaften gewidmet. Zusätzlich zum unbehandelten Zustand, wurden mittels Laserablation (Reduzierung der Oberflächenrauheit) oder Laserstrukturierung (Erhöhung der Oberflächenrauheit) die in Kapitel 5.1.4 beschriebenen Oberflächentopographien auf den Fügepartnern eingestellt. Der Zustand *Unbehandelt* ist dabei als Auslieferungszustand ( $F_o$  bzw.  $T_o$ ) zu verstehen und alle Proben wurden nach der Laserbehandlung bzw. unmittelbar vor dem Magnetimpulsschweißen mit Sika Remover 208 und Aceton gereinigt. Die Magnetimpulsschweißungen wurden mit der parallelen Schweißgeometrie durchgeführt, wobei gezielt mit reduzierter Entladeenergie bzw. Stromstärke gearbeitet wurde, um zu überprüfen, inwieweit sich die eingestellten Oberflächentopographien im Vergleich zur Referenz (Flyer und Target unbehandelt) auswirken. In Tabelle 11 sind die untersuchten Werkstoffkombinationen, die verwendete Schweißprozessparameter sowie die Oberflächentopographie-Kombinationen der Untersuchung gelistet. Je Werkstoffkombination wurde die Oberflächentopographie beider Fügepartner vollfaktoriell variiert (9 Kombinationen) und pro Oberflächentopographie-Kombination wurden drei Proben für den quasistatischen Zugversuch angesetzt. Basierend auf den Ergebnissen der quasistatischen Untersuchungen erfolgte in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss die Festlegung der optimalen Oberflächentopographie-Kombinationen für die kombinierten Schwingfestigkeitsuntersuchungen.

Tabelle 11: Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Oberflächentopographie-Kombinationen für die quasistatische Untersuchung.

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Beschl.- abstand d [mm]	Oberflächentopographie-Komb.	
			Flyer	Target
EN AW-1050A-H14 / S235JR	11 295	1,5	Unbehandelt Fo Ablatiert Fa Strukturiert Fs	Unbehandelt To Ablatiert Ta Strukturiert Ts
EN AW-6016-T6 / DP800	21 428	1,5	Unbehandelt Fo Ablatiert Fa Strukturiert Fs	Unbehandelt To Ablatiert Ta Strukturiert Ts

### 6.3.1. Quasistatische Belastbarkeit

Abbildung 72 zeigt die quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung in Abhängigkeit der neun applizierten Oberflächentopographie-Kombinationen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR, wobei die Kombination Fo/To (Grün) als Vergleichsreferenz dient. Es wird ersichtlich, dass unabhängig von Behandlungszustand des EN AW-1050A-H14 (Flyer) die Laserablation des S235JR (Target) zu einer im Vergleich zur Referenz durchschnittlich erhöhten Zugfestigkeit führt und stets vom Versagen des schwächeren EN AW-1050A-H14 begleitet ist. Als weitere vielversprechende Oberflächentopographie-Kombination lässt sich die Kombination Fa/Ts identifizieren, wobei nur eine der drei Proben dieser Versuchsreihe im schwächeren EN-AW-1050A-H14 versagte und dennoch ein deutlich positiver Effekt hinsichtlich der quasistatischen Zugfestigkeit erkennbar ist. Alle bisher noch nicht genannten Oberflächentopographie-Kombinationen weisen einen festigkeitsreduzierenden Effekt auf und wurden für die kombinierten Schwingfestigkeitsuntersuchungen dieser Werkstoffkombination in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss verworfen.

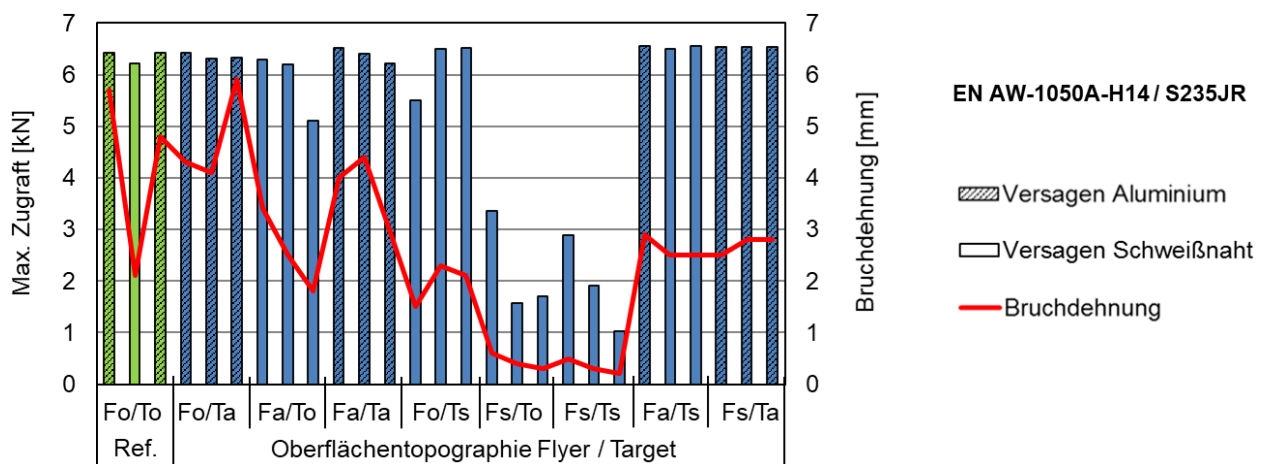


Abbildung 72: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie und verschiedenen Oberflächentopographie-Kombinationen.

Der festigkeitsfördernde Einfluss einer laserablatierten Target-Oberfläche lässt sich auch an den Ergebnissen der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 identifizieren (siehe Abbildung 73). Ähnlich wie bei der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR zeichnen sich bei

dieser Werkstoffkombination fast alle Oberflächentopographie-Kombinationen, bei der das DP800 (Target), mit Ausnahme der Kombination Fs/Ta, laserablatiert wurde durch eine im Vergleich zur Referenz um durchschnittlich 13 % erhöhte Zugfestigkeit aus.

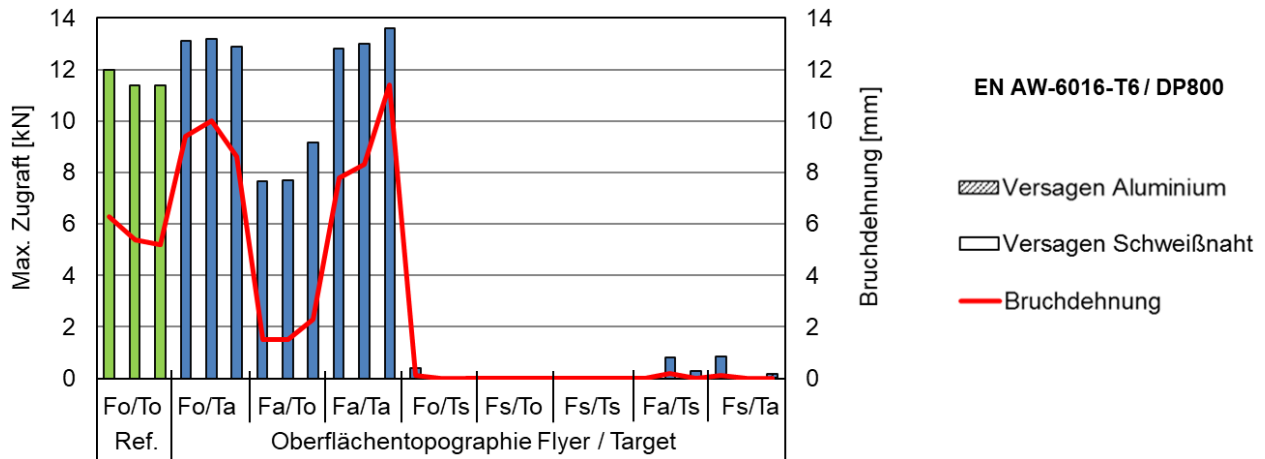


Abbildung 73: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie und verschiedenen Oberflächentopographie-Kombinationen.

Des Weiteren verdeutlichen die Ergebnisse erneut die für das MPS große schweißtechnische Herausforderung der angesetzten Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800. So konnten lediglich unter Berücksichtigung der applizierten Entladeenergie bzw. maximalen Stromstärke erfolgreiche und reproduzierbare Verschweißungen mit vier der insgesamt neun angesetzten Oberflächentopographie-Kombinationen bei dieser Werkstoffkombination realisiert werden.

### 6.3.2. Zyklische Belastbarkeit

Basierend auf den Ergebnissen der quasistatischen Untersuchungen erfolgte in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss die Festlegung der optimalen Oberflächentopographie-Kombinationen für die zyklische Untersuchung, welche in Tabelle 12 abgebildet sind.

Tabelle 12: Werkstoffkombinationen, Parametrisierung und Oberflächentopographie-Kombinationen für die kombinierte Schwingfestigkeitsuntersuchung.

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstärke I [kA]	Beschl.- abstand d [mm]	Oberflächentopographie- Kombination Flyer / Target
EN AW-1050A-H14 / S235JR	11 295	1,5	Unbehandelt Fo / Unbehandelt To Unbehandelt Fo / Ablatiert Ta Ablatiert Fa / Ablatiert Ta Strukturiert Fs / Ablatiert Ta Ablatiert Fa / Strukturiert Ts
EN AW-6016-T6 / DP800	21 428	1,5	Unbehandelt Fo / Unbehandelt To Unbehandelt Fo / Ablatiert Ta Ablatiert Fa / Strukturiert Ta

Die mittels Laststeigerungsversuchen ermittelten Bruchoberkräfte der Werkstoffkombination EN

AW-1050A-H14 / S235JR (siehe Abbildung 74 a)) weisen aus, dass sich im Vergleich zur Referenz (unbehandelten Fügepartner) ein leichter Anstieg der Bruchoberkraft durch Laserablation einstellt, während die Laserstrukturierung S235JR zu einem deutlichen Anstieg von 50 % führt.

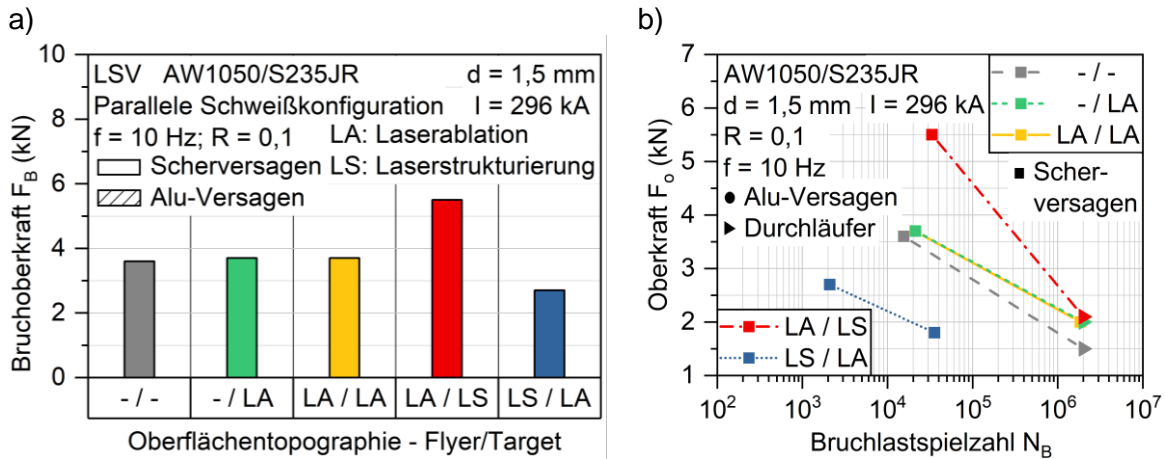


Abbildung 74: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Oberflächentopographien; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR und verschiedene Oberflächentopographien im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

Trotz geringerer Entladestromstärken von 296 kA erreicht die Verbindung durch die Laserstrukturierung des S235JR die Festigkeit der untersuchten V-Nut Schweißgeometrien bei 353 kA (vgl. Abbildung 66 a). Dabei liegt weiterhin Scherversagen vor, welches auf die geringere Verformung des Flyers aufgrund des geringeren Entladestroms zurückgeführt wird. Demnach ist, zumindest im Fall einer zyklischen Laststeigerung, eine Laserstrukturierung des S235JR bei gleichzeitig geringeren Schweißströmen besser geeignet als hohe Ströme bei unbehandelten Fügepartnern. Entgegen der quasistatischen Ergebnisse konnte für die Kombination invers behandelter Oberflächentopographien (Laserstrukturierung des EN AW-1050A-H14) eine Verringerung der Bruchoberkraft um ca. 25 % festgestellt werden. Abbildung 74 b) zeigt die Ergebnisse der Einstufenversuche, welche die in den Laststeigerungsversuchen erkannte Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit durch Laserablation und insb. Laserstrukturierung des S235JR bestätigen.

Anhand fraktographischer Betrachtungen der Schweißnahtbruchflächen und Querschliff-Aufnahmen der Schweißnahtausprägung konnten die Ursachen für die Verbesserung bzw. Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens ermittelt werden. Die größte Aluminiumbruchfläche und beste Schweißnahtfestigkeit zeigte sich für die Kombination eines laserstrukturierten Targets (S235JR, siehe Abbildung 75 a) und die geringste für den umgekehrten Fall. Nennenswert sind zudem die vorliegenden Schweißnahtausprägungen bei lichtmikroskopischer Betrachtung, da für eine Laserstrukturierung des Targets ein homogenes Interface mit gleichmäßiger Schweißnahtdicke und gleichzeitig eine Art mechanische Verankerung zwischen den Fügepartnern zu erkennen ist. Die Laserstrukturierung des Flyers wiederum weist ein Schweißnahtinterface mit Vorkommen an kontinuierlichen Schmelztaschen auf, insbesondere im Nahtbereich a, ohne eine vergleichbare Art mechanische Verankerung wie bei der Laserstrukturierung des Targets.



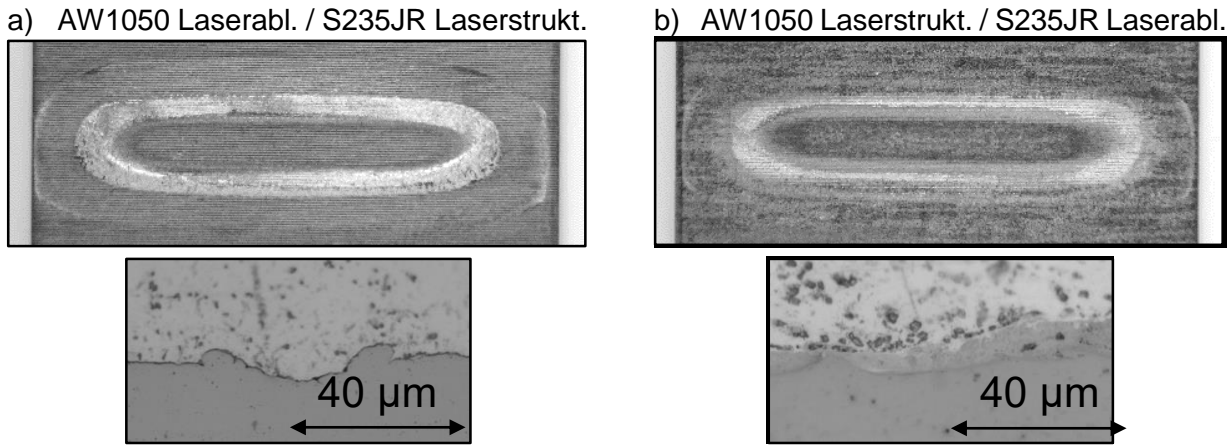


Abbildung 75: a) Bruchfläche auf dem laserstrukturierten Target (S235JR) mit deutlich erkennbarer Aluminium-Bruchfläche; Querschliff-Aufnahme der initial vorliegenden Schweißnaht zeigt gleichmäßige Schweißverbindung mit Verankerung zwischen Target und Flyer; b) Bruchfläche auf dem laserstrukturierten Flyer (AW1050) mit geringerer Aluminium-Bruchfläche; Querschliff-Aufnahme der initial vorliegenden Schweißnaht zeigt Vorkommen an kontinuierlichen Schmelzbädern

Für die Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 wurde primär der Einfluss von Laserablation auf die Ermüdungseigenschaften untersucht, da die Laserstrukturierung sich bei den quasistatischen Voruntersuchungen als festigkeitsreduzierend erwiesen hat. Verschweißt wurden EN AW-6016-T6/DP800 im Anschluss an Laserablation mit  $I = 415 \text{ kA}$  und  $d = 1,5 \text{ mm}$ , da im unbehandelten Zustand bei diesen Parametern niedrigere Ermüdungsfestigkeiten vorliegen als bei  $I = 428 \text{ kA}$  und somit ein Vergleich von Einfluss der Oberflächenbehandlung und Stromstärke auf das Ermüdungsverhalten möglich sind. Im Vergleich zur Kombination EN AW-1050A-H14 / S235JR zeigt die Laserablation des DP800 analog zu den quasistatischen Untersuchungsergebnissen eine deutlichere Erhöhung der Bruchoberkraft im Laststeigerungsversuch (siehe Abbildung 76 a), während die Laserablation beider Fügepartner zu keiner Erhöhung der Bruchoberkraft führt. Abbildung 76 b) zeigt die Ergebnisse der Einstufenversuche, welche keine eindeutige Steigerung der Ermüdungsfestigkeit durch Laserablation des DP800 erkennen lassen.

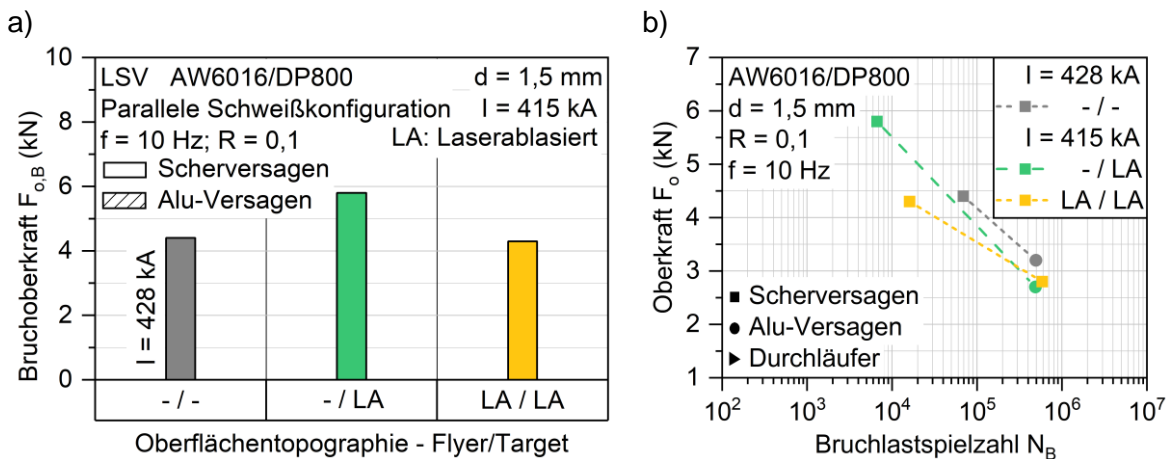


Abbildung 76: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Oberflächentopographien; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-6016-T6/DP800 und verschiedene Oberflächentopographien im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

Die geringfügigen Abweichungen zwischen den LCF-Ergebnissen von laserablatiertem Target und sowohl laserablatiertem Target als auch Flyer lassen sich auf Streuung zurückführen, wie in

den Validierungsergebnissen aus Abbildung 55 a) erkennbar. Dementsprechend wird hier der Laserablation ein reinigender Präparationseffekt in Bezug auf die folgende Magnetpulsverschweißung zugesprochen, aber kein nennenswert positiver Effekt auf die Ermüdungseigenschaften.

Das durch zusätzliche Anwendung von Oberflächenbehandlungsverfahren bei EN AW-6016-T6 im Vergleich zu EN AW-1050A-H14 keine vergleichbaren positiven Effekte erzielt werden konnten ist erneut auf deutlich erschwerte Schweißbarkeit des EN AW-6016-T6 zurückzuführen. Des Weiteren erlaubt die höhere Härte des EN AW-6016-T6 geringere Deformationsgrade, die scheinbar eine zusätzliche mechanische Verankerung wie sie beim EN AW-1050A-H14 vorliegt, erschwert. Eine weitere sukzessive Erhöhung der Entladeenergie bzw. der Stromstärke unter Berücksichtigung der Anlagen- und Spulenlimitierungen könnte hier Abhilfe leisten.

## 6.4. Korrosionseinfluss

Hybridverbindungen können, gerade bei vorliegenden Potentialdifferenzen unterschiedlicher Metalle, zu signifikanten Korrosionsvorgängen neigen. Kombiniert mit verbindungsinduzierten Korrosionsbeschleunigern durch bspw. Kontakt- oder Spaltkorrosion stellen sich u.U. kritische Korrosionsgeschwindigkeiten ein, welche insb. im Hinblick auf industrielle Anwendungsbereiche einschätzbar sein sollten. Daher wurde der Einfluss von Korrosion unter Zuhilfenahme von Salzsprühnebel-Auslagerung nach DIN EN ISO 9227 mit Fokus auf die mechanischen Eigenschaften der magnetpuls geschweißten Hybrid-Verbindung untersucht. Wie in Tabelle 13 ersichtlich, wurden als Auslagerungsdauer 120, 480 und 1008 Stunden angesetzt, um den Einfluss unterschiedlicher Korrosionsstadien für die wiedergegebenen Werkstoffkombinationen untersuchen zu können. Neben der zusätzlichen Untersuchung einer direkten Schweißnahtexposition (siehe Kapitel 5.1.5) wurde des Weiteren die Verzinkung des Targets und vollständige kathodische Tauchlackierung des Hybrid-Verbunds im Hinblick auf Korrosionsschutz untersucht und bewertet. Wie mit dem PA einstimmig entschieden wurden Temperatur-Wechsel-Tests nicht durchgeführt, da diese lediglich zu beschleunigter Korrosion führen würden und daher kein weiterer Erkenntnisgewinn über die Korrosionsvorgänge zu erwartet ist.

Tabelle 13: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern während des Salzsprühnebeltest

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstä. I [kA]	Beschl.- abstand d [mm]	Expositions- dauer [h]	Versuchsumfang pro Pa- rametersetup / Ver- suchsreihe
<sup>1</sup> EN AW-1050A- H14 / S235JR	15 349	1,5	120 / 480 / 1008	3x Quasistatischer Zugversuch (tff) 1x Querschliff (tff) 3x Kombinierte Schwing- festigkeitsuntersuchung (WPT)
<sup>2</sup> EN AW-6016-T6 / DP800	24 459	1,5	120 / 480 / 1008	
<sup>1</sup> EN AW-1050A- H14 / DP800-Z110MB	15 349	1,5	120 / 480 / 1008	

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters

<sup>2</sup>Nach Optimierung des Niederhalters und mit Laserablation

### 6.4.1. Quasistatische Belastbarkeit

In Abbildung 77 ist der Einfluss einer zunehmenden Expositionsdauer auf die quasistatische Festigkeit und Bruchdehnung der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR dargestellt. Die Referenz (Grün) gibt dabei den nicht korrodierten Zustand der mit gleichen Prozessparametern verschweißten Proben dieser Werkstoffkombination wieder.

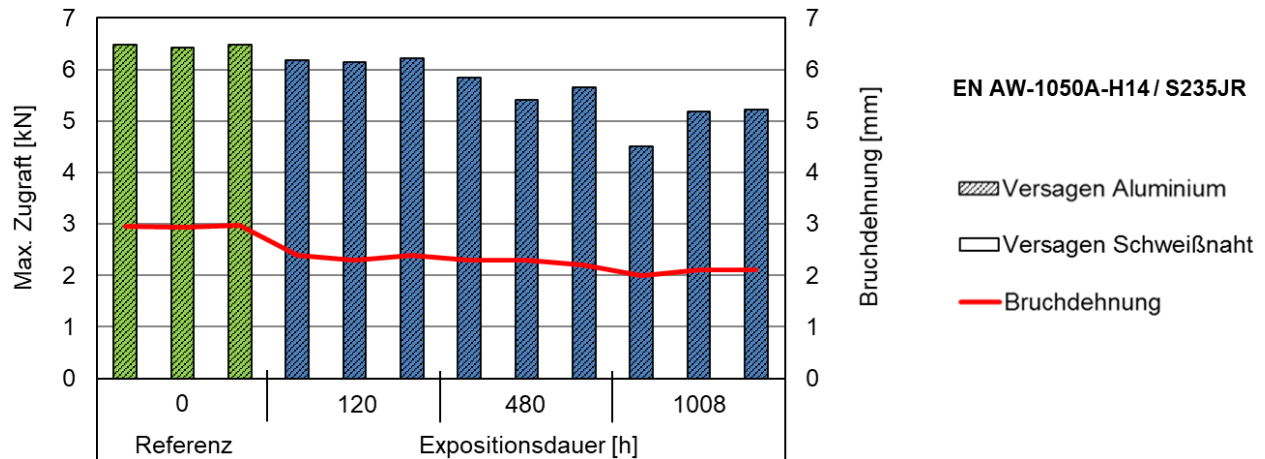


Abbildung 77: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie.

Wie der Abbildung entnehmbar, fällt die maximal ertragbare Zugkraft sowie die Bruchdehnung mit zunehmender Expositionsdauer sukzessiv geringer aus. Während die Referenzprobe im Durchschnitt bei 6467 N im schwächeren EN AW-1050A-H14 versagte, ist bei einer Expositionsdauer von 120 Stunden zunächst ein Festigkeitsabfall von durchschnittlich 4 % zu verzeichnen, der sich bei 480 Stunden auf 13 % und schlussendlich bei 1008 Stunden auf 23 % beläuft, wobei alle Proben unabhängig von der Expositionsdauer wie die Referenz im schwächeren EN AW-1050A-H14 versagten (siehe Abbildung 78).

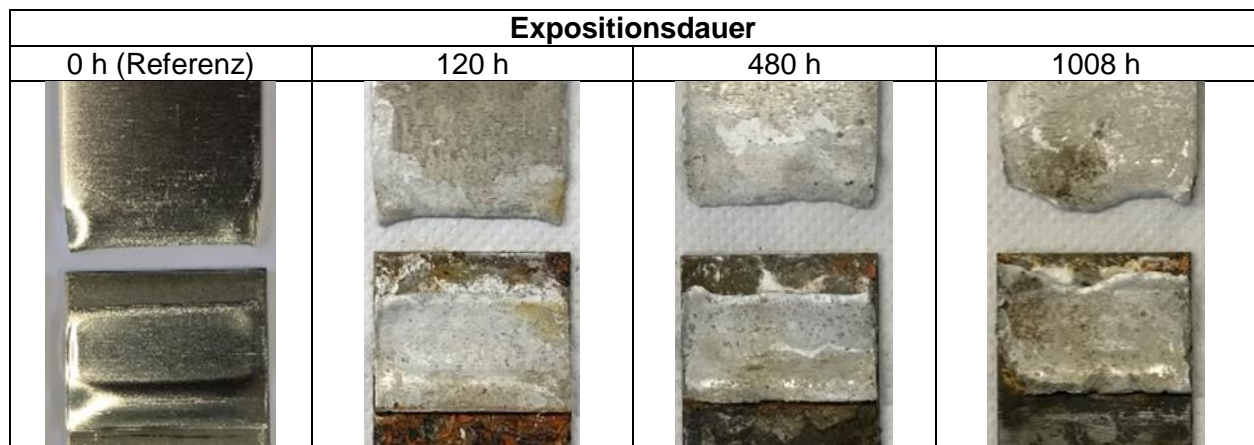


Abbildung 78: Korrosionszustände und Versagensbilder der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel und erfolgter Prüfung mittels quasistatischen Zugversuchen.

Bereits an den Bruchbildern lässt sich erkennen, dass die Festigkeitseinbußen der Proben nicht dem korrosiven Angriff der Schweißnaht, sondern dem des unedleren EN AW-1050A-H14 zuzuordnen sind. Bestätigt wird dies auch durch die Untersuchung der Querschleifproben unter dem

Lichtmikroskop. Wie in Abbildung 79 a) ersichtlich ist die Spalt- bzw. Kontaktkorrosion überwiegend auf den für das Elektrolyt zugänglichen Bereich zwischen den beiden Fügepartnern im Überlapp limitiert und in erster Linie auf das unedlere EN AW-1050A-H14 im durch den MPS-Vorgang verformten Bereich gerichtet. Die Festigkeitseinbußen sowie das gleichbleibende Versagensbild der Proben sind somit auf eine zunehmende Verjüngung der Blechdicke des unedleren EN AW-1050A-H14 im eben genannten Bereich zurückzuführen. Die Schweißnaht selbst liegt außerhalb dieses Bereichs und bleibt vom korrosiven Angriff verschont (siehe Abbildung 79 b) N1).

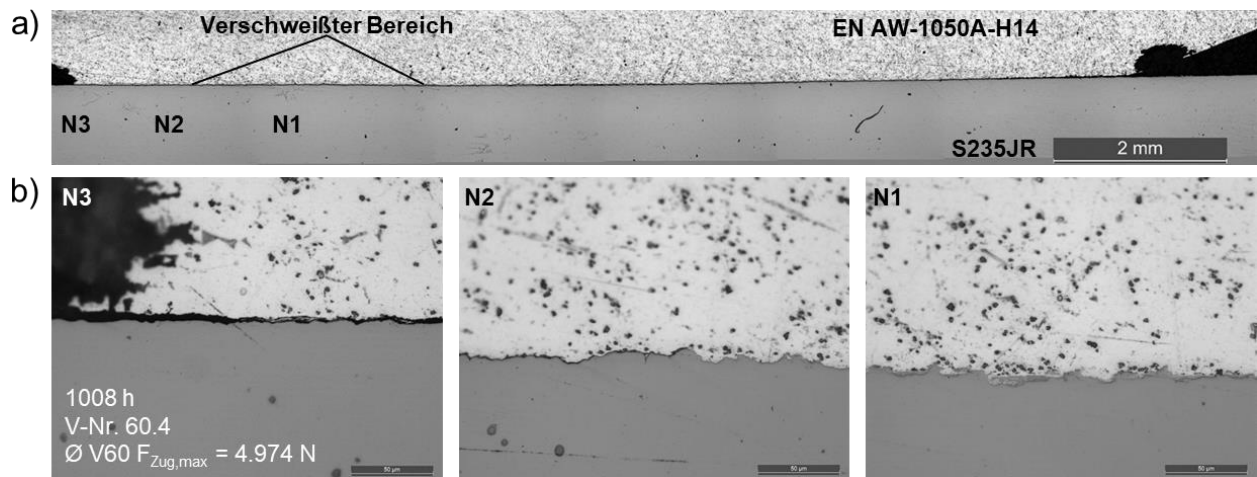


Abbildung 79: a) Querschliffaufnahmen der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR nach definierter Auslagerungsdauer von 1008 h in Salzsprühnebel. b) Interfacemorphologie der Nahtbereiche N1 – N3

Die Ergebnisse zum Korrosionseinfluss der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB bestätigen diese Erkenntnis. Wie in Abbildung 80 und Abbildung 81 erkennbar bleibt die korrosionsbedingte Festigkeitsabnahme aufgrund der auf dem DP800 applizierten Zinkschicht aus. Trotz zunehmender Expositionsdauer von bis zu maximal 1008 h liegt keine erwähnenswerte Reduzierung der maximal ertragbaren Zugkraft der Proben bei gleichzeitigem Versagen des schwächeren EN AW-1050A-H14 vor. Die Ergebnisse bekräftigen die Verzinkung als vielversprechende Korrosionsschutzmaßnahme, die der korrosionsbedingten Verjüngung des EN AW-1050A-H14 im Überlappbereich effektiv entgegenzuwirken scheint.

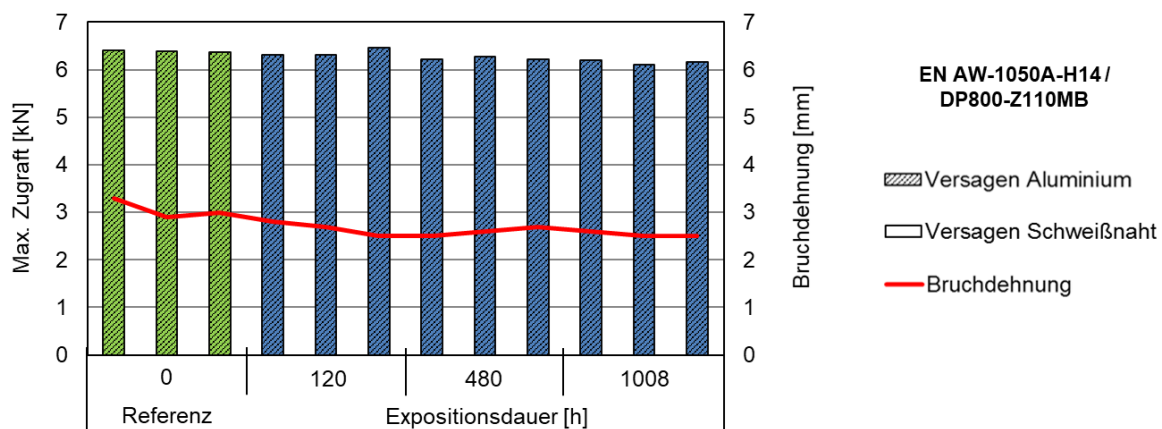


Abbildung 80: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie.

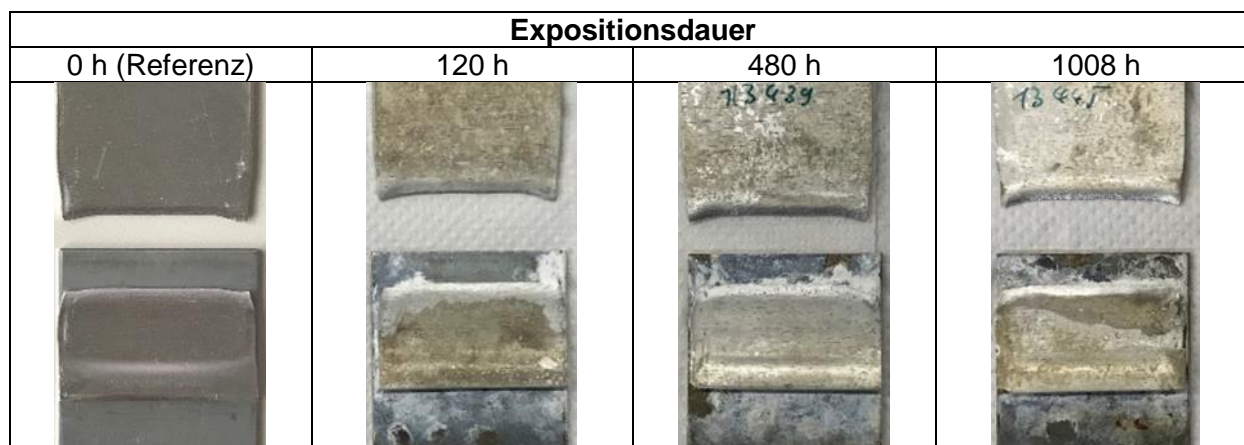


Abbildung 81: Korrosionszustände und Versagensbilder der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel und erfolgter Prüfung mittels quasistatischen Zugversuchen.

Um den direkten Korrosionseinfluss auf die Schweißnaht dennoch zu ermitteln wurden zusätzlich MPS-Proben der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235 unter Verwendung der parallele Schweißgeometrie hergestellt (siehe Tabelle 14) und wie in Kapitel 5.1.5 beschrieben mittels Wasserstrahlschneiden in vier gleich große Teilproben zugeschnitten, sodass eine direkte Exposition der Schweißnaht während des Salzsprühnebeltest vorliegt. Die Zuschnitte wurden ebenfalls gemäß der DIN EN ISO 9227 für 120, 480 und 1008 Stunden in der Salzsprühnebelkammer gelagert, um anschließend zerstörend geprüft bzw. als Längsschliff unter dem Lichtmikroskop untersucht zu werden. Für die Mikroskopie der Längsschliffe wurde der Zuschnitt 2 verwendet.

Tabelle 14: Werkstoffkombination und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern der wasserstrahlzugeschnitten Proben während des Salzsprühnebeltest

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstä. I [kA]	Beschl.- abstand d [mm]	Expositions- dauer [h]	Versuchsumfang pro Pa- rametersetup / Ver- suchsreihe
<sup>1</sup> EN AW-1050A- H14 / S235JR	15 349	1,5	0 (Referenz) / 120 / 480 / 1008	3x Quasistatischer Zugversuch (tff) 1x Längsschliff Zuschnitt 2 (tff)

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters

Die Ergebnisse der quasistatischen Untersuchung der für die direkte Exposition präparierten Proben sind in Abbildung 82 wiedergegeben. Hierbei ist anzumerken, dass die in diesem Diagramm ersichtliche maximale Zugkraft und Bruchdehnung der vier Zuschnitte als arithmetische Mittelwerte dargestellt sind. Wie dem Diagramm entnehmbar liegt auch bei der direkten Schweißnahtexposition eine sukzessive Abnahme der quasistatischen Festigkeit sowie der Bruchdehnung bei zunehmender Expositionsdauer vor. Während die Referenzzuschnitte im Durchschnitt bei 1492 N im schwächeren EN AW-1050A-H14 versagten, ist bei einer Expositionsdauer von 120 Stunden zunächst ein Festigkeitsabfall von durchschnittlich 7 % zu verzeichnen, der sich bei 480 Stunden auf 25 % und schlussendlich bei 1008 Stunden auf 38 % beläuft, wobei alle Zuschnitte unabhängig von der Expositionsdauer im schwächeren EN AW-1050A-H14 versagten.

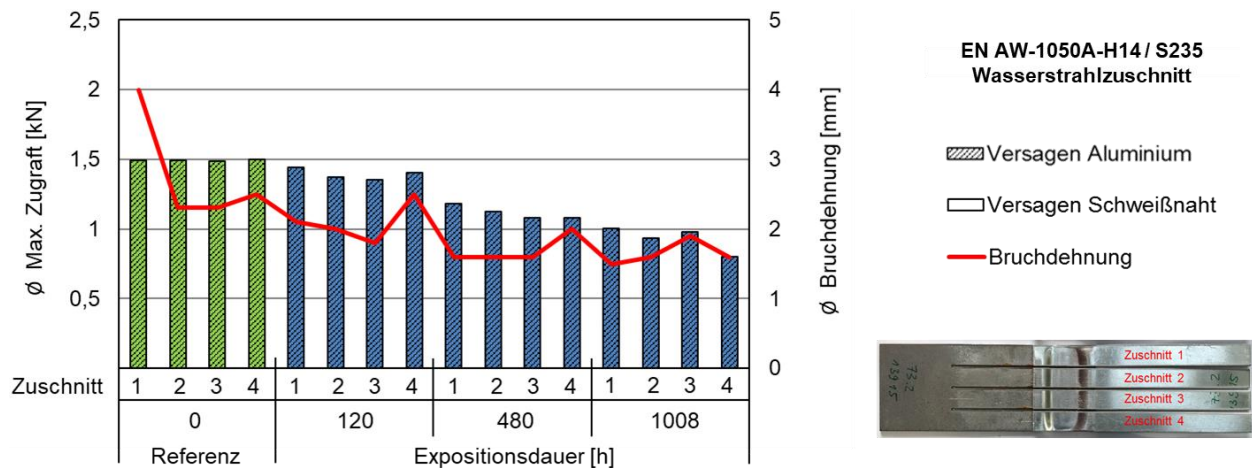


Abbildung 82: Quasistatische Zugfestigkeit und Bruchdehnung der wasserstrahlzugeschnittenen Proben nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR, verschweißt mit der parallelen Schweißgeometrie

Die für alle Expositionsdauern untersuchten Längsschliffaufnahmen des Zugschnitts 2 ergaben, dass erneut primär das unedlere EN AW-1050A-H14 von der galvanischen Korrosion betroffen ist und insbesondere oberhalb der Schweißnaht korrosionsfraß erkennbar ist (siehe Abbildung 83). Die Schweißnaht selbst ist erneut trotz direkter Exposition vom korrosiven Angriff nahezu unbetroffen. Erst bei einer Expositionsdauer von 1008 Stunden lässt sich ein deutlicher Materialabtrag der Schweißnaht erkennen, der jedoch in einem Bereich vorliegt, welcher in Anbetracht des Korrosionsbilds und der Festigkeiten für keinen signifikanten Einfluss bei der Spannungsaufnahme verantwortlich zu sein scheint. Die Festigkeitseinbußen mit vorliegendem gleichzeitigem Versagen des schwächeren Grundmaterials werden daher auf die korrosionsbedingt reduzierten Querschnitte des EN AW-105A-H14 zurückgeführt.

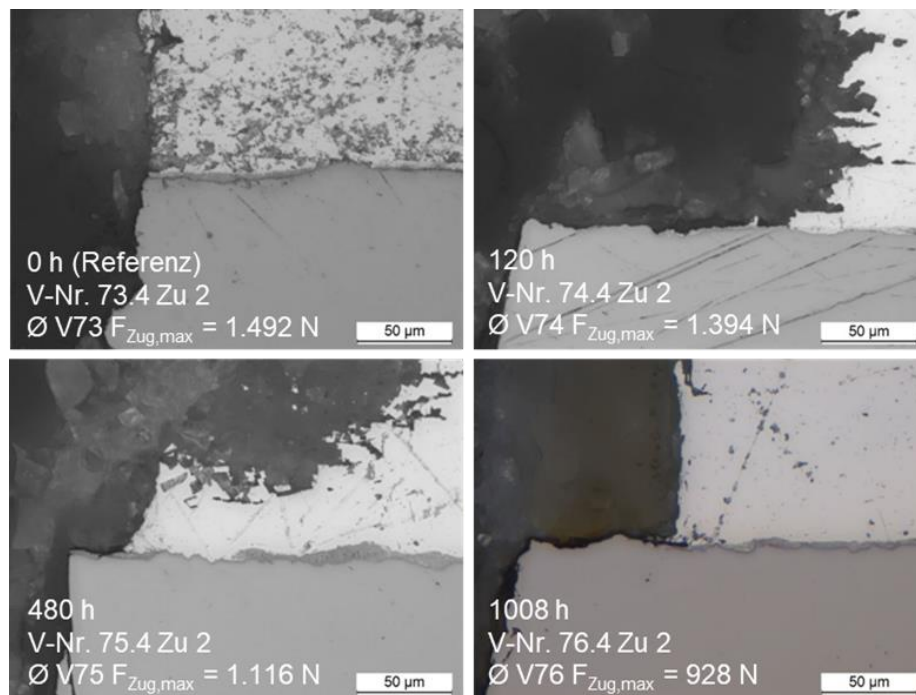


Abbildung 83: Längsschliffaufnahmen der zugeschnitten Proben (Zugschnitt 2) nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

## 6.4.2. Zyklische Belastbarkeit

Bereits aus den quasistatischen Ergebnissen geht hervor, dass die durch Salzsprühnebel-Auslagerung induzierte Korrosion zu deutlichen Materialverlusten und Kerbbildungen (insb. am Flyer) führen kann. Bei der Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR konnte ein ähnlicher Zusammenhang zwischen Korrosion und Ermüdungsfestigkeit ermittelt werden, wie es bei den quasistatischen Untersuchungen der Fall ist (siehe Kapitel 6.4.1). Mit steigender Korrosionsdauer nimmt die Bruchoberkraft im Laststeigerungsversuch ab, wobei bis zu ca. 25 % Reduktion vorliegt (siehe Abbildung 84 a). Die Reduktion der Bruchoberkräfte hängt nicht mit einer Korrosion der Magnetpuls-Schweißnaht zusammen, sondern mit Rissinitiierung im schwächeren Fügepartner (siehe Abbildung 43 b). Auch bei den im Rahmen des Kurzzeitverfahrens durchgeführten Einstufenversuchen zeigt sich ein deutlicher Einfluss der Korrosion auf die Lebensdauer, da mit zunehmender Salzsprühnebel-Auslagerungsdauer die Ermüdungsfestigkeit bzw. Lebensdauer reduziert wird (siehe Abbildung 84 b). Alle im LCF-Bereich untersuchten Proben versagten, trotz korrosionsbedingter Kerbbildung am Flyer, auf Scherung, sodass hohe Lasten bei geringen Lastspielzahlen weniger Anfälligkeit auf Rissinitiierung und -ausbreitung im Flyer aufweisen. Durch die Korrosion wird der deformierte Bereich im Flyer, welcher bereits bei den vorherigen Untersuchungen als kritischer Abschnitt ermittelt werden konnte, weiter geschwächt bzw. die Rissinitiierung in diesem Bereich vereinfacht (siehe Abbildung 85). Für alle im Laststeigerungsversuch untersuchten Proben ist diese Versagensart erkennbar und der Eintrittszeitpunkt korreliert mit den Korrosionszuständen bzw. Masserverlusten und dadurch induzierten Kerbbildungen am Rand der Bleche (vgl. 120 h bis 1008 h). Auffällig ist, dass die Korrosion maßgeblich im Bereich der Überlappung beider Fügepartner stattfindet und damit auf beschleunigte Korrosion durch Kontakt- bzw. Spaltkorrosion deutet. Dennoch sind an der Schweißnaht, auch bei direkter Exposition mit dem Korrosionsmedium (wie in Kapitel 6.4.1 anhand der Salzsprühnebel-Auslagerung von Schweißnahtzuschnitten gezeigt), keine Korrosionsspuren vorhanden.

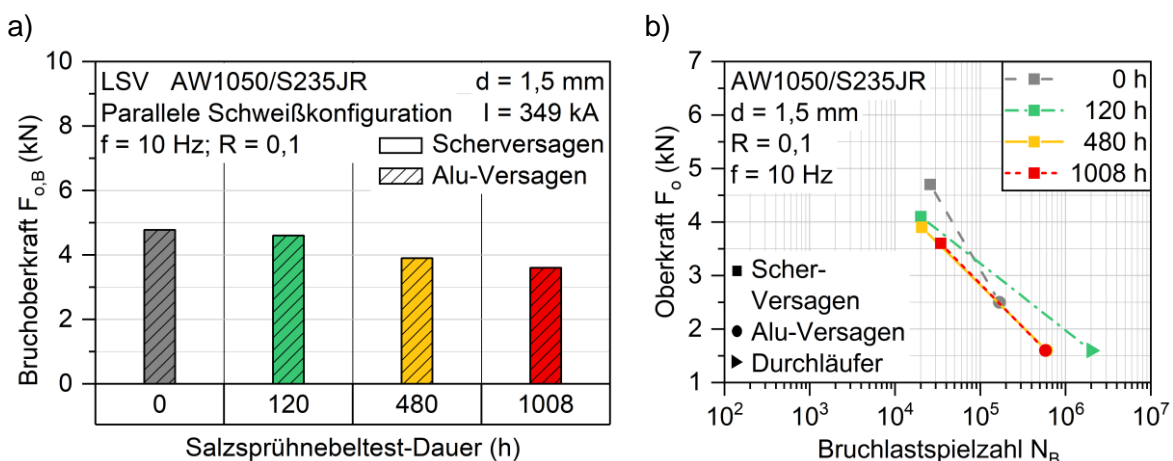


Abbildung 84: a) Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern; b) Ergebnisse der Einstufenversuche für EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern im Rahmen des Kurzzeitverfahrens

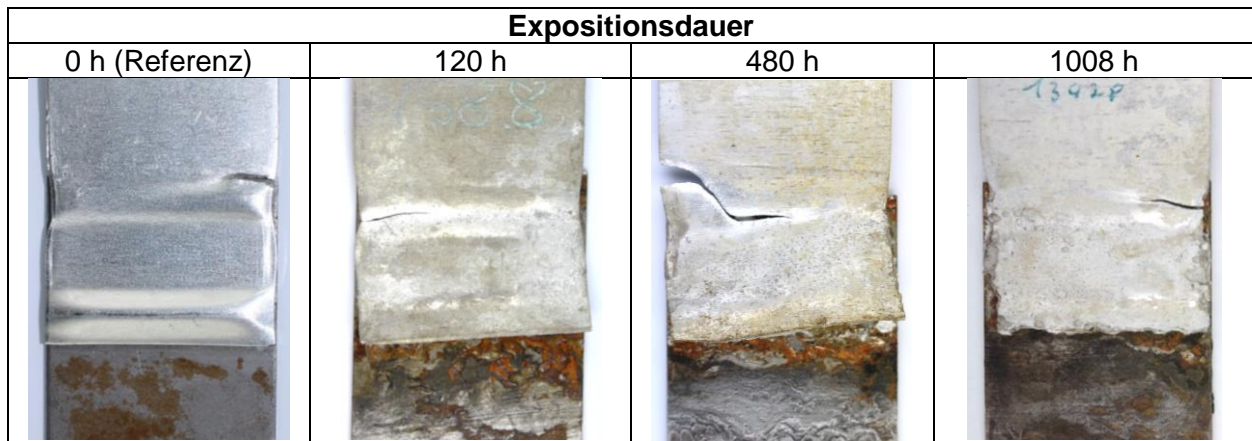


Abbildung 85: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW-1050A-H14/S235JR nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen

Ein direkt übertragbares Bild zeigt sich für die Kombination EN AW-6016-T6/DP800. Die Bruchoberkräfte der Laststeigerungsversuche nehmen in vergleichbarer Form mit ansteigender Salzsprühnebel-Auslagerungsdauer ab, wobei sogar eine Reduktion um bis zu ca. 35 % resultiert. Hier zeigt sich durch die enorme Korrosion im deformierten Flyerbereich gar ein Wechsel vom Scher- zum Aluminium-Versagen. Wie sich jedoch für die Kombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB zeigt (siehe Abbildung 86 b), besteht durch Aufbringung einer Feuerverzinkung die Möglichkeit der Eindämmung dieser gravierenden Materialverluste und damit induzierten Kerbentstehung am Aluminium, sodass die Ermüdungseigenschaften nicht negativ beeinträchtigt werden.

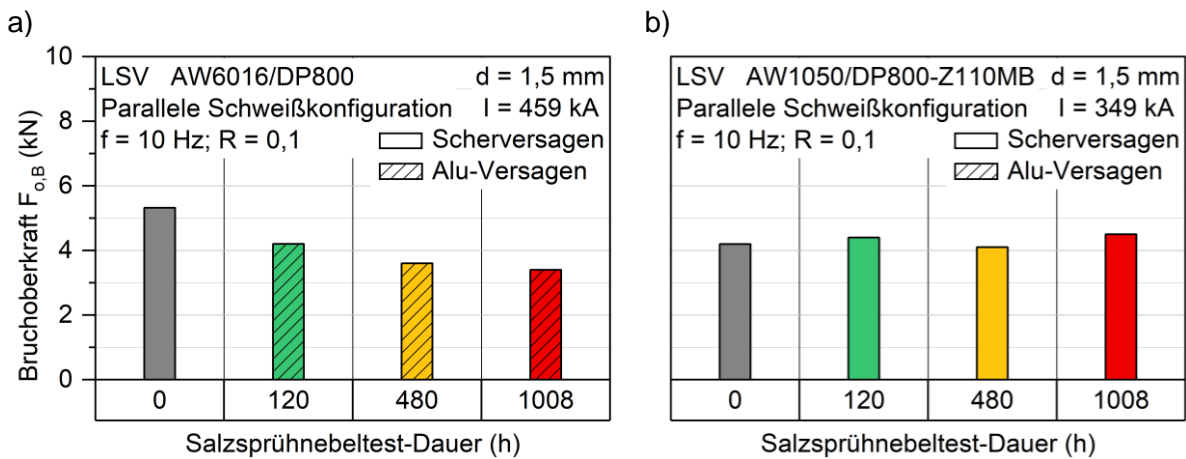


Abbildung 86: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für a) EN AW-6016-T6/DP800 und b) EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Salzsprühnebeltest-Dauern

Bei direktem Vergleich der Probenzustände nach Versagen der Kombination EN AW-6016-T6/DP800 (siehe Abbildung 87) zu denen von EN AW-1050A-H14/S235JR (siehe Abbildung 85) fällt das unterschiedliche Korrosionsauftreten auf. Für EN AW-6016-T6/DP800 liegt an den Blech-Randbereichen eine gleichmäßige, mit poröser Struktur vorliegende Korrosion des Aluminiums vor, während bei EN AW-1050A-H14/S235JR das Aluminium eine Korrosionsausprägung mit großer Kerbbildung zeigt. In Anbetracht der unterschiedlichen Reduktionsgrößen (35 % zu 25 %) der Bruchoberkraft im Laststeigerungsversuch könnte der Kombination EN AW-6016-T6/DP800 mit der porösen Korrosionsausprägung als kritischer eingestuft werden.



Da aber das verwendete EN AW-6016-T6 mit 1,25 mm eine dünnere Blechdicke hat als das EN AW-1050A-H14 (1,5 mm) ist an dieser Stelle keine Aussage darüber, welche Verbindung i.A. korrosionsanfälliger ist, möglich.

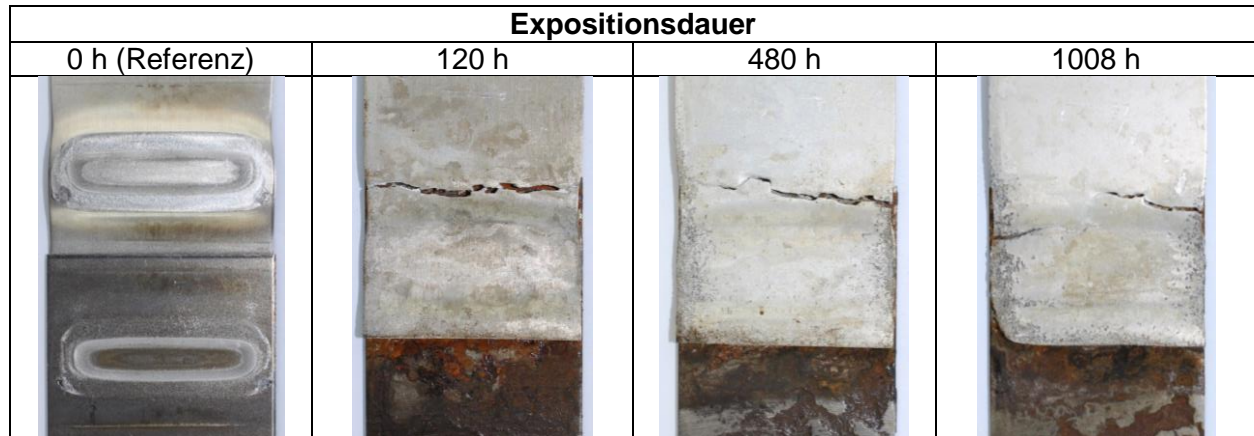


Abbildung 87: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW 6016-T6/DP800 nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen

Das aber sowohl die Kombination EN AW-1050A-H14/S235JR als auch EN AW-6016-T6/DP800 nicht ideal für den Einsatz in korrosiven Umgebungen sind, zeigt Abbildung 88, welche die Probenzustände der Kombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB nach den Laststeigerungsversuchen für die entsprechend vorgelagerten Salzsprühnebel-Auslagerungszeiten zeigt. Für alle Proben liegt gleichbleibend Scherversagen vor, ohne dass erkennbare Spuren von Rissinitiation in den Fügepartnern vorliegen. Die Verzinkung des DP800 wirkt wie eine Opferanode, welche die Korrosion der Fügepartner selbst, insb. des Aluminiums verlangsamt und minimiert.

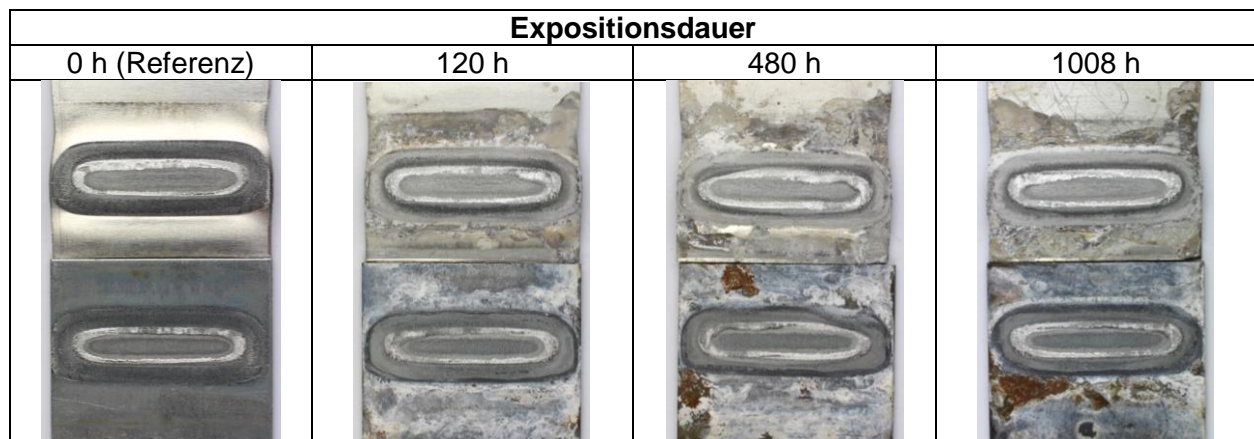


Abbildung 88: Korrosionszustände und Versagensbilder der Hybridverbindung EN AW 1050A-H14/DP800-Z110MB nach definierten Auslagerungsdauern in Salzsprühnebel, durchgeführt nach DIN EN ISO 9227, und erfolgter Prüfung mittels Laststeigerungsversuchen

Auch wenn sich hier erneut im Bereich der Überlappung der Fügepartner die stärksten Korrosionsspuren zeigen, liegt im Vergleich zu den nicht-verzinkten Kombinationen keine korrosionsinduzierte Porosität- bzw. Kerbbildung vor. Ebenfalls zeigt die Schweißnaht, selbst bei 1008 h Auslagerungsdauer, keine Korrosionsspuren. Dementsprechend wird davon ausgegangen, dass durch eine Verzinkung die Erhaltung der Ermüdungseigenschaften (zumindest im Rahmen der

untersuchten Salzsprühnebel-Auslagerungsdauern) möglich ist und daher als effektives Mittel zum Korrosionsschutz magnetpuls geschweißter Stahl/Aluminium-Hybridverbindungen dient.

Um den Vorteil der Verzinkung und die Korrosionsneigung der einzelnen Fügepartner sowie Kombinationen auch auf Basis von Korrosionsströmen zu bewerten, wurden potentiodynamische Polarisationsmessungen durchgeführt, bei denen ein variierendes Potential zur Messung der Stromdichte aufgebracht wird. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 89 dargestellt.

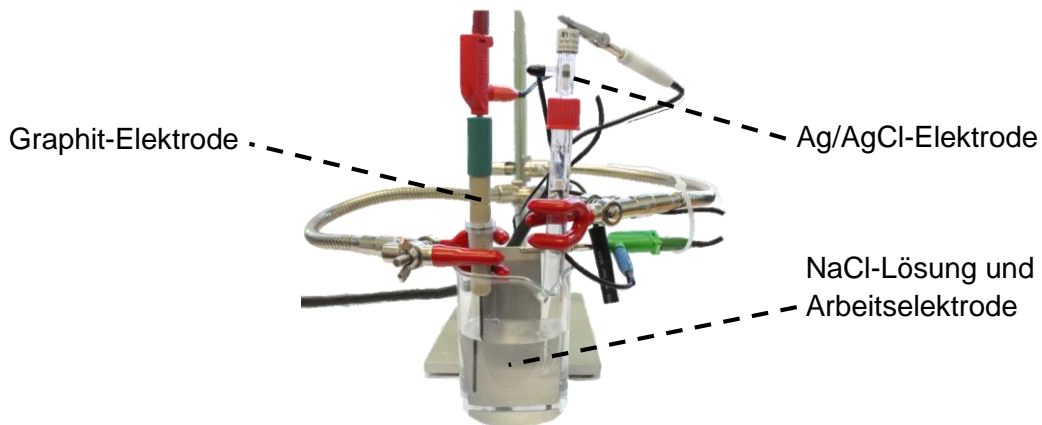


Abbildung 89: Versuchsaufbau zur potentiodynamischen Polarisationsmessung

Hierfür kam ein Gamry Series G 300 Potentiostat zum Einsatz. Als Gegenelektrode wurde eine Graphitelektrode, als Referenzelektrode eine Ag/AgCl-Elektrode und als Arbeitselektrode das entsprechende Fügepartner-Material eingesetzt. Gemessen wurde in einer gängigen  $0,1 \text{ mol L}^{-1}$  NaCl-Lösung, um die Korrosionsumgebung in der Salzsprühnebelkammer anzunähern.

In Abbildung 90 a) sind für die untersuchten Fügepartner-Materialien die Stromdichte-Potential-Kurven dargestellt. Gut erkennbar zeigen sich an den Differenzen der Ruhepotentiale (Gleichgewicht zwischen kathodischer und anodischer Teilreaktion) die im Vergleich zu den Stählen unedleren Aluminiumlegierungen und damit auch die Begründung, warum das Aluminium bei den entsprechenden Kombinationen bevorzugt korrodiert (galvanische bzw. Bi-Metall-Korrosion). Ebenfalls ist das Ruhepotential der Verzinkung auffällig, welches die Verzinkung als wiederum unedler als das Aluminium zeigt und damit die in den Versuchen beobachtete Wirkung als Opferanode bestätigt. In Abbildung 90 b) sind für die Fügepartner-Kombinationen EN AW-1050A-H14/S235JR und EN AW-6016-T6/DP800 die Stromdichte-Potential-Kurven dargestellt, welche an Querschliffen (durch die Schweißnaht) gemessen wurden und damit das Korrosionsniveau bei vorliegender galvanischer Korrosion annähern. Die Kombination EN AW-1050A-H14/DP800-Z110MB konnte auf diese Weise nicht gemessen werden, da die Verzinkung nur eine dünne Schicht darstellt und bei einem Querschliff das DP800 die Messung verfälschen würde. Die gemessenen Kombinationen ordnen sich nahe der einzelnen Fügepartner-Materialien ein und zeigen zu den jeweiligen Stählen vergleichbare Stromdichten, sodass von einer ähnlichen Korrosionsneigung beider Fügepartner-Kombinationen ausgegangen werden kann.

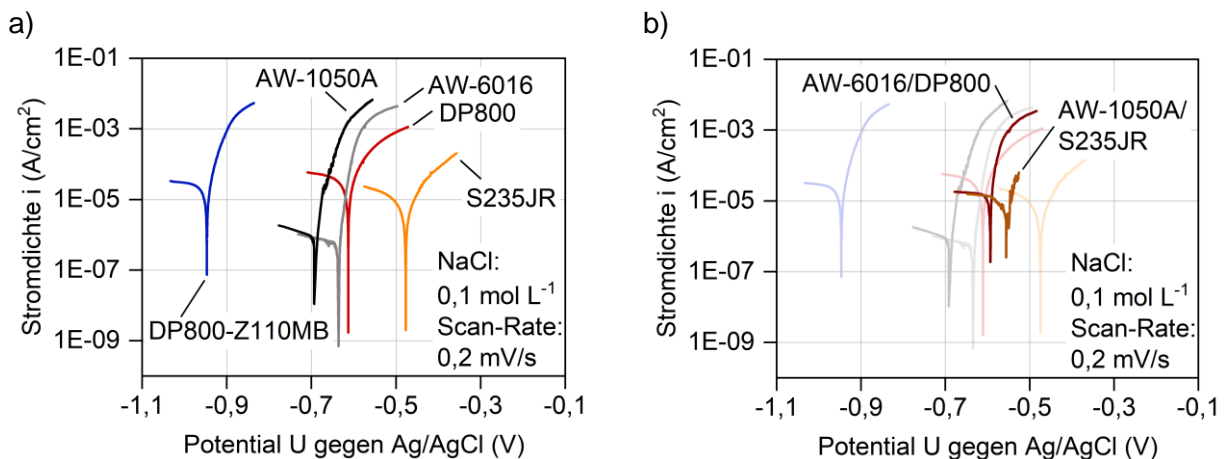


Abbildung 90: Potentiodynamische Polarisationsmessungen: a) Potentialkurven der einzelnen Fügepartner und b) Potentialkurven der Fügepartner-Kombinationen

Anhand der mittels Gamry Software Echem Analyst (auf Basis der Butler-Volmer-Gleichung) bestimmten Korrosionsstromdichten  $i_{\text{korr}}$  und dem Faradayschen Gesetz (Gleichung 1) ist eine Abschätzung des korrosionsbedingten Masseverlusts  $\Delta m$ , für die einzelnen Fügepartner und -Kombinationen, möglich. Berechnet wird der Masseverlust mit Hilfe der Korrosionsfläche  $A$ , der Korrosionszeit  $t$ , molare Masse  $M$ , Faraday-Konstante  $F$ , Ladungszahl  $z$  und Korrosionsstromdichte  $i_{\text{korr}}$ .

$$\frac{\Delta m}{A \cdot t} = \frac{M}{F \cdot z} \cdot i_{\text{korr}} \quad (1)$$

Die ermittelten quantitativen Werte geben hierbei einen qualitativen Eindruck über die vorliegenden Zusammenhänge, da die wahren Korrosionsmassenverluste, die während den Versuchen beobachtet werden konnten, von weiteren Faktoren (Spaltkorrosion, Umgebungsbedingungen, mechanischer Beanspruchung etc.) abhängen und angesichts der Probenzustände nach Salzsprühnebel-Auslagerung als größer eingeschätzt werden. Tabelle 15 zeigt die ermittelten Ruhepotentiale  $U_R$ , Korrosionsstromdichten  $i_{\text{korr}}$  und Korrosionsmassenverluste  $\Delta m_{\text{korr}}$  der untersuchten Fügepartner und -Kombinationen. Für die Kombinationen wurde hierbei angenommen, dass das Aluminium (als unedlerer Fügepartner) maßgeblich für den Korrosionsmassenverlust verantwortlich ist und daher entsprechend dessen molare Masse und Ladungszahl für die Berechnungen berücksichtigt wurden. Die für die Aluminiumlegierungen gering vorliegenden Stromdichten und damit Korrosionsmassenverluste werden deutlich durch das Vorhandensein eines stählernen Fügepartners und die dabei wirkende galvanische Korrosion beeinflusst. Dabei stellen sich zwischen den beiden gemessenen Fügepartner-Kombinationen nur geringfügige Unterschiede zwischen den Korrosionsmassenverlusten ein. Angesichts der für die potentiodynamischen Polarisationsmessungen angenäherten Korrosionsumgebung und nicht untersuchten Einflüsse von mechanischer Beanspruchung/Legierungseigenschaften, Spaltkorrosion etc. wird jedoch von einer Bewertung, welche der Kombinationen höheren und kritischeren Korrosionsmassenverlusten unterliegt, abgesehen.

Tabelle 15: Ruhepotentiale, Korrosionsstromdichten und Korrosionsmassenverluste der untersuchten Fügepartner und -Kombinationen in 0,1 mol<sup>-1</sup> NaCl-Lösung

Werkstoff/-kombination	Ruhepotential U <sub>R</sub> (mV) gegen Ag/AgCl	Korrosions- stromdichte i <sub>korrr</sub> (A/cm <sup>2</sup> )	Korrosionsmassenverlust Δm <sub>korrr</sub> (g) für A = 10 cm <sup>2</sup> nach t = 1008 h
EN AW-1050A-H14	-690	6,658 E-7	0,002
EN AW-6016-T6	-637	5,612 E-7	0,002
S235JR	-477	1,549 E-5	0,163
DP800	-613	6,734 E-5	0,707
DP800-Z110MB	-947	2,547 E-5	0,313
EN AW-1050A-H14/S235JR	-555	1,279 E-5	0,043
EN AW-6016-T6/DP800	-593	1,606 E-5	0,054

Dennoch könnten in der Zukunft weitergehende Untersuchungen in diesem Bereich angestrebt werden, um nicht nur eine qualitative, sondern auch quantitative Korrelationen zwischen den Korrosionsraten derartiger Hybrid-Verbindungen und den Korrosionsermüdungseigenschaften aufstellen zu können. Als Beispiel wäre hier die zyklische Lebensdauer der Hybridverbindung in Abhängigkeit der aufgetragenen Oberkraft und des Korrosionsmasseverlusts zu nennen. Hierfür müsste eine PDP-Messung realisiert werden, welche eine quantitativ gesehen realistischere Vorhersage der Korrosionsmassenverluste ermöglicht. Dafür wäre ein Abgleich zu den tatsächlich nach den Salzsprühnebelkammer-Auslagerungen vorliegenden Korrosionsmassenverlusten notwendig. Doch auch der Einfluss von Kerbwirkung durch den korrosiven Angriff auf insb. die Blechränder ist ein nicht zu vernachlässigender Aspekt, der die Lebensdauer beeinflusst.

### Kathodische Tauchlackierung

Neben der Verzinkung wurde ebenfalls die Wirkung einer kathodischen Tauchlackierung *KTL* auf magnetpuls geschweißten Hybrid-Verbindungen, im Hinblick auf die Ermüdungseigenschaften in korrosiver Umgebung, untersucht, da diese im Vergleich zur Verzinkung werkstoffkombinationsübergreifenden Korrosionsschutz bietet. Untersucht wurden die zwei korrosionsanfälligen Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14 / S235JR und EN AW-6016-T6 / DP800 mit paralleler Schweißgeometrie, wobei für erstere Kombination ebenfalls die 6° V-Nut hinzugezogen wurde (siehe Tabelle 16).

Tabelle 16: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen sowie Expositionsdauern der kathodisch tauchlackierten MPS-Proben während des Salzsprühnebeltest

Werkstoff- kombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstä. I [kA]	Schweiß- geometrie	Beschl.- abstand d [mm] bzw. V-Nut [°]	Expositions- dauer [h]
<sup>1</sup> EN AW-1050A-H14 / S235JR	15 349	Parallel	1	120 / 480 / 1008
		V-Nut	6	120 / 480 / 1008
<sup>2</sup> EN AW-6016-T6 / DP800	26 467	Parallel	1,5	120 / 480 / 1008

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters<sup>2</sup>Nach Optimierung des Niederhalters und mit Laserablation

Die V-Nut Schweißgeometrie weist eine vergleichsweise größere Überlappung bei parallel bleibender Spaltbildung auf, weshalb hier im Vorfeld der Untersuchungen von großflächigeren Korrosionsspuren ausgegangen wurde. Identisch zu den Salzsprühnebelauslagerungen ohne KTL wurden die Proben nach erfolgter KTL ausgelagert und im Anschluss in Schwingversuchen untersucht. Da eine Lackierung bei Deformation des Auftragsgrunds zu Lackrissen und -abplatzungen neigen kann, also bei bspw. zyklischen Belastungen, wurden hier jedoch zwei Varianten betrachtet: i) direkt an die KTL anknüpfende Salzsprühnebelauslagerung ii) nach der KTL aufgebraute Ermüdungs-Vorlasten zur potentiellen KTL-Rissinitiierung (siehe Abbildung 91 a)).

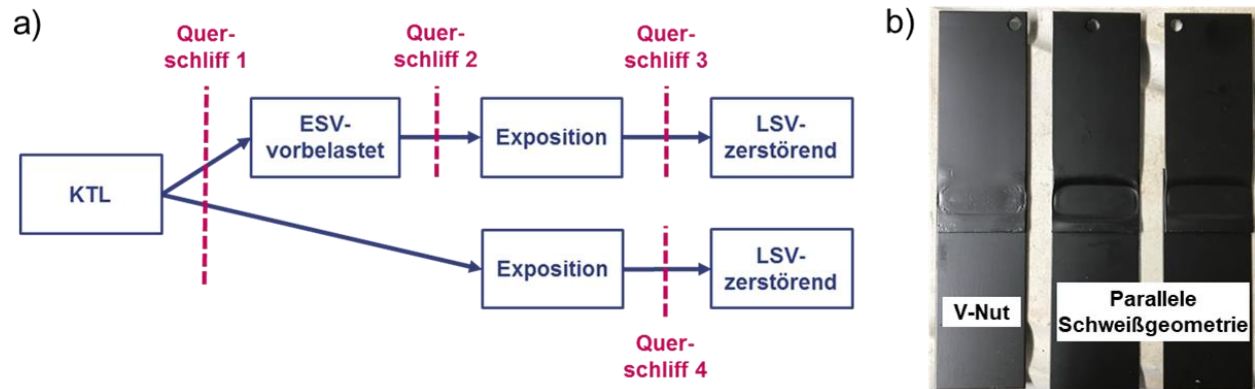


Abbildung 91: a) Übersicht zum Prüf- & Auslagerungsablauf und b) Kathodisch tauchlackierte MPS-Proben

Die Ermüdungs-Vorlasten wurden dabei derart gewählt, dass sie eine geringfügige Vorschädigung der Probe in Bezug auf Scherung der Schweißnaht erzielen (um die Angriffsfläche für Korrosion zu vergrößern) und durch die lastbedingte Biegebeanspruchung ein Aufbrechen der KTL-Beschichtung erzielt wird. Hierfür boten sich höhere Lasten an, welche im LCF-Bereich vorliegen und zu Scher-Versagen der Proben führen. Um beide Varianten ressourcen- und zeiteffizient untersuchen zu können, wurde sich zur Abschätzung der Ermüdungseigenschaften hier auf LSV beschränkt, da die Ergebnisse ohne KTL zeigten, dass bereits durch die LSV ein guter Überblick über die Ermüdungseigenschaften gewonnen werden kann.

Im Folgenden sind die Ergebnisse zu den KTL-Untersuchungsvarianten i) und ii) kombiniert in Graphen zu LSV-Bruchoberkräften dargestellt, wobei die Ergebnisbalken zu Variante ii) mit *Vorbelastet* beschriftet sind. Da sich die Korrosionszustände der untersuchten Proben zwischen Variante i) und ii) optisch nicht unterscheiden haben, sind in den folgenden Abbildungen immer die repräsentativen Versagensbilder einer KTL-Probe ohne Salzsprühnebeltest (0 h) und einer KTL-Probe nach Variante ii) und 1008 h Salzsprühnebeltest-Dauer dargestellt.

Abbildung 92 a) zeigt die LSV-Bruchoberkräfte der KTL-beschichteten Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR mit paralleler Schweißgeometrieausführung. Hierbei wurde jeder Versuch in dreifacher Ausführung durchgeführt, um mit Hilfe von Mittelwert (Balkenhöhe) und Standardabweichung (Fehlerbalken) Aussagen über die Reproduzierbarkeit der Schweißverbindung tätigen zu können.

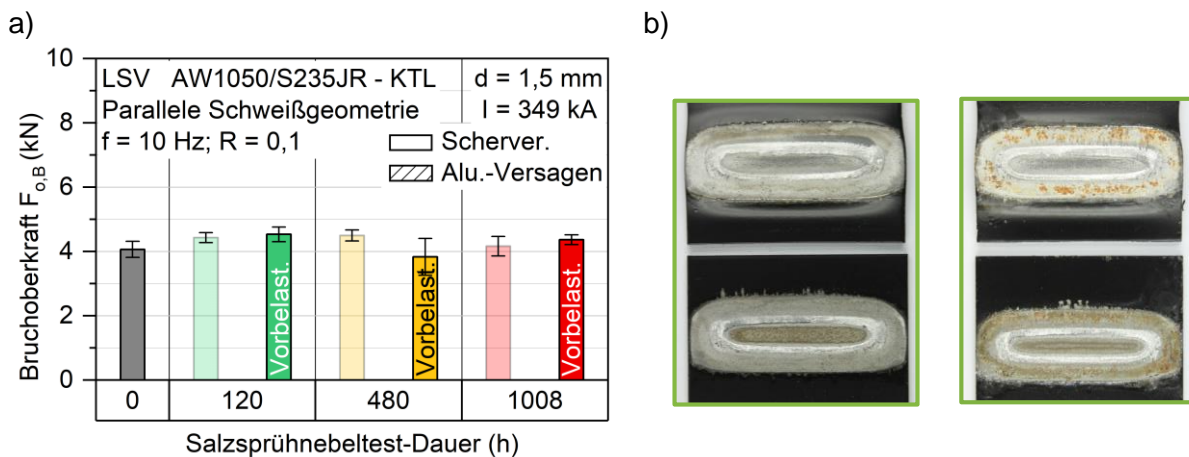


Abbildung 92: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-1050A-H14/S235JR (parallele Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_o = 4 \text{ kN}$ ;  $N = 10^4$ ) und b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenem 1008 h Salzsprühnebeltest

Die versuchsübergreifend ähnlichen LSV-Bruchoberkräfte zeigen, dass nach der KTL-Beschichtung die Dauer der Korrosion in Bezug auf die verbleibenden mechanischen Ermüdungseigenschaften keinen signifikanten Einfluss aufweist. Auffällig ist, dass die Korrosion lediglich im Bereich der Überlappung beider Fügepartner stattfindet und damit auf Korrosion primär durch Kontakt- bzw. Spaltkorrosion deutet (Abbildung 92 b). Die KTL-Beschichtung dringt bis an die Bereiche mit geringer Spaltbildung vor und weist damit eine gute Abdeckung der gesamten Hybrid-Verbindung auf (siehe Abbildung 93). Im Vergleich zu den nicht KTL-beschichteten Proben ist die auftretende Korrosion jedoch minimal und ebenfalls nicht an der Schweißnaht vorliegend. Die Standardabweichung der Bruchoberkräfte liegt i. A. bei 3 % bis 7 % und zeigt damit eine ordentliche Reproduzierbarkeit der Schweißverbindung. Lediglich für die nach Variante ii) untersuchte Auslagerungsdauer von 480 h (Vorbelastung) zeigt sich mit ca. 15 % Standardabweichung eine größere Abweichung, welche auf ein frühzeitiges, aber nicht korrosionsinduziertes Versagen einer Probe bei 3,2 kN zurückzuführen ist. Die Vorbelastung bei  $F_o = 4 \text{ kN}$  für  $N = 10^4$  Zyklen führte in den ersten Zyklen zu einem akustisch wahrnehmbaren brechen der KTL-Schicht im Schweißnahtbereich, dies führte jedoch trotz nachläufiger Auslagerung zu keiner nennenswerten Schwächung der Hybridverbindung, wie auch anhand der Querschliffaufnahmen bestätigt (siehe Abbildung 93).

Als auffällig zeigt sich, dass im Vergleich zu der nicht KTL-beschichteten LSV-Bruchoberkraft ( $F_{o,B} = 4,7 \text{ kN}$ , vgl. Abbildung 84) hier im Initialzustand nach KTL-Beschichtung (bei 0 h Salzsprühnebeltest-Dauer) mit ca. 4 kN eine geringere Bruchoberkraft vorliegt. Angesichts der danach, trotz Salzsprühnebelauslagerung, vorliegenden höheren Ergebnisse im Bereich von ca. 4,5 kN wird angenommen, dass diese Unregelmäßigkeit bei 0 h Salzsprühnebeltest-Dauer aus einer initial nach dem Schweißprozess schwächeren Schweißnahtausprägung resultiert. Da die im Initialzustand nach KTL-Beschichtung (bei 0 h Salzsprühnebeltest-Dauer) untersuchten Proben einer gemeinsamen Charge entsprechen und deren vorliegende Bruchoberkräfte für alle untersuchten Kombinationen (vgl. Abbildung 92 a), Abbildung 94 a) und Abbildung 95 a)) niedriger sind als bei den untersuchten Proben nach Auslagerung, scheint diese Annahme realistisch. I. A. kann der KTL-Beschichtung eine effektive Vorbeugung gegen Korrosion und der

KTL-beschichteten Hybrid-Verbindungen können gleichbleibende Ermüdungseigenschaften zugesprochen werden.

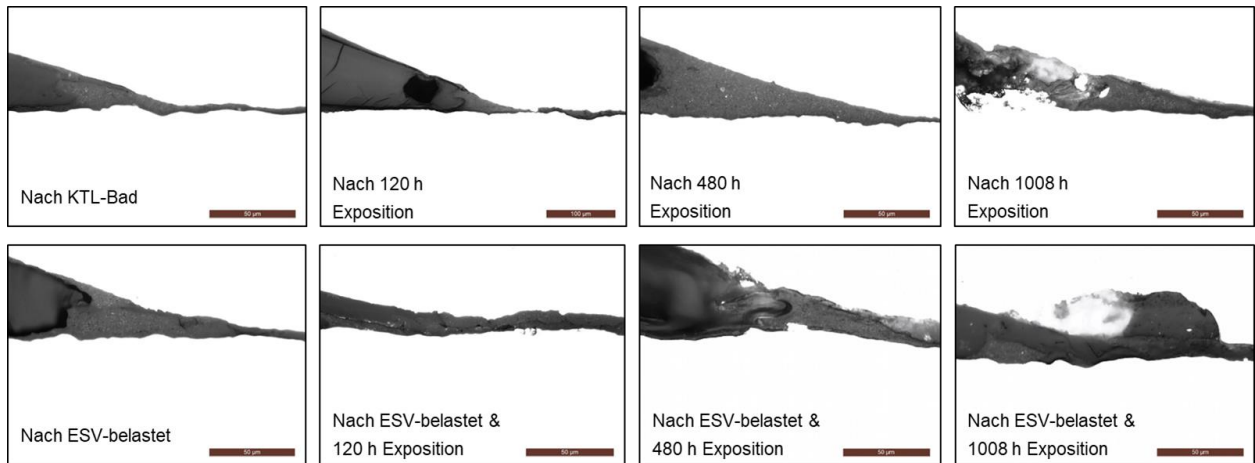


Abbildung 93: Querschliffaufnahmen der KTL-Proben der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR

Abbildung 94 a) zeigt die LSV-Bruchoberkräfte der KTL-beschichteten Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR mit 6° V-Nut Schweißgeometrieausführung. Wie bereits für die KTL-beschichtete, parallele Schweißgeometrie liegen versuchsübergreifend ähnliche LSV-Bruchoberkräfte – sowohl für die nach Variante i) als auch ii) untersuchten Proben – vor. Dies zeigt, dass auch im Fall der V-Nut nach der KTL-Beschichtung die Dauer der Korrosion in Bezug auf die verbleibenden mechanischen Ermüdungseigenschaften keinen signifikanten Einfluss aufweist. Im Vergleich zu der parallelen Schweißgeometrie zeigt sich hier ein gleichbleibender Einfluss der Vorbelastung aus Variante ii) auf die mechanischen Eigenschaften, welcher jedoch nicht auf eine großflächigere bzw. stärkere Korrosion zurückzuführen ist (siehe Abbildung 94 b), sondern die durch die Vorbelastung irreversiblen Deformationen der Probe selbst.

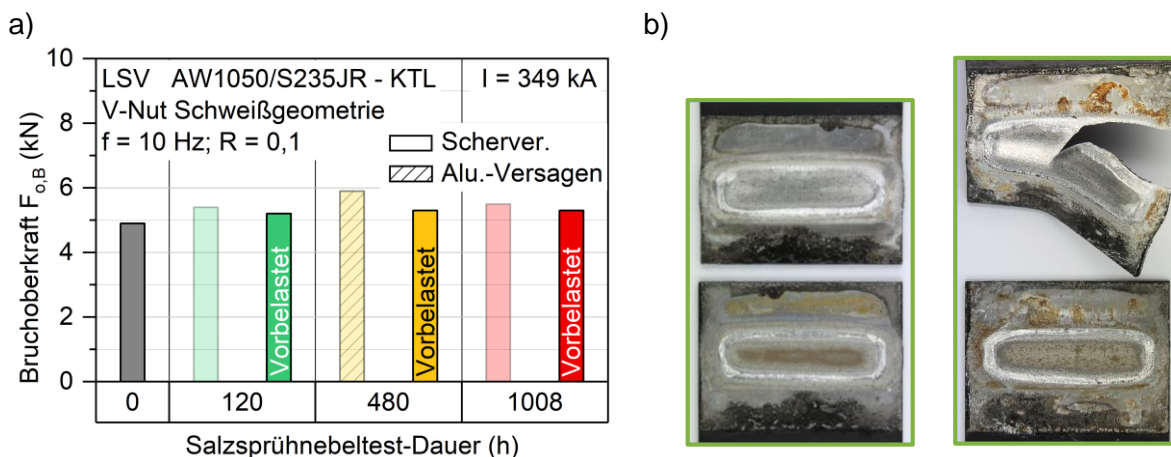


Abbildung 94: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-1050A-H14/S235JR (6° V-Nut Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_o = 4 \text{ kN}$ ;  $N = 10^4$ ) und b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenem 1008 h Salzsprühnebeltest

Die KTL-Beschichtung dringt bis an die Überlapp-Bereiche vor und weist damit eine ausreichende Abdeckung der Hybrid-Verbindung auf, da selbst im vorliegenden Spalt selbst nach 1008 h Salzsprühnebeltest-Dauer nur geringfügig Korrosion vorliegt. Die Vorbelastung bei  $F_0 = 4$  kN für  $N = 10^4$  Zyklen führte in den ersten Zyklen bei der V-Nut, aufgrund der im Vergleich zur parallelen Ausführung größeren Überlappung und damit KTL-Naht, zu einem akustisch deutlicher wahrnehmbaren Brechen der KTL-Schicht im Schweißnahtbereich. Dies führte trotz nachläufiger Auslagerung zu keiner nennenswerten Schwächung der Hybridverbindung. Das Versagen der Proben resultiert hierbei teilweise in einer Mischung aus Aluminium-Rissinitiierung und Scher-Versagen, wobei letzteres zum endgültigen Probenversagen führt. Aufgrund der parallelen Schädigung durch Rissinitiierung im Flyer und Scherung wird davon ausgegangen, dass für diese Werkstoffkombination adäquate Schweißparametern vorliegen, die die Tragfähigkeit der Schweißnaht sehr gut ausnutzen. In anbetracht der Ergebnisse können der KTL-Beschichtung auch für die V-Nut eine effektive Vorbeugung gegen Korrosion und gleichbleibende Ermüdungseigenschaften zugesprochen werden.

Für die KTL-beschichtete Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 mit paralleler Schweißgeometrieausführung sind die a) LSV-Bruchoberkräfte und b) Fraktographie-Bilder in Abbildung 95 abgebildet. Die Ergebnisse zu den LSV-Bruchoberkräften gleichen denen der KTL-beschichteten Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14/S235JR mit paralleler Schweißgeometrieausführung, wobei ein deutlicherer Einfluss der Vorbelastung erkennbar ist (siehe Abbildung 95 a). Auch in diesem Fall ist dieser nicht auf eine großflächigere bzw. stärkere Korrosion zurückzuführen (siehe Abbildung 95 b), sondern die durch die Vorbelastung bei  $F_0 = 3,6$  kN für  $N = 10^4$  Zyklen irreversiblen Deformationen der Probe selbst. Ebenfalls dringt die KTL-Beschichtung bis an die Bereiche mit geringer Spaltbildung vor, sodass eine gute Abdeckung der gesamten Hybrid-Verbindung besteht (siehe Abbildung 96). Dementsprechend ist die KTL-Beschichtung auch für die Werkstoffkombination EN AW-6016-T6/DP800 sehr gut geeignet und erfüllt den Zweck der Korrosionsvorbeugung gänzlich.

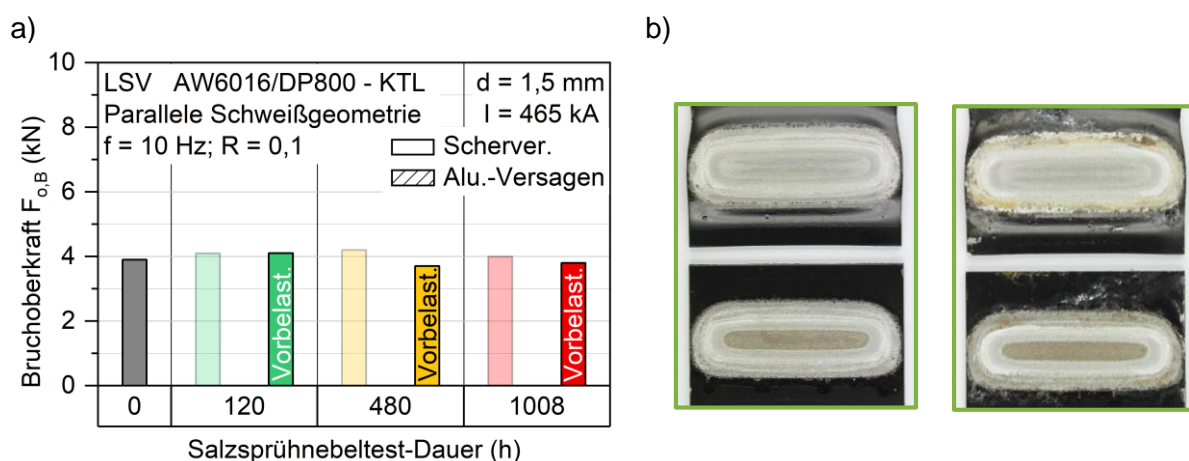


Abbildung 95: Maximalkraft bei Bruch im Laststeigerungsversuch für kathodisch tauchlackierte EN AW-6016-T6/DP800 (6° V-Nut Schweißgeometrie) Hybrid-Verbindung ohne und mit einstufiger Vorbeanspruchung ( $F_0 = 3,6$  kN;  $N = 10^4$ ) und b) Versagensbilder der Hybridverbindung nach Laststeigerungsversuch ohne und mit vorangegangenen 1008 h Salzsprühnebeltest



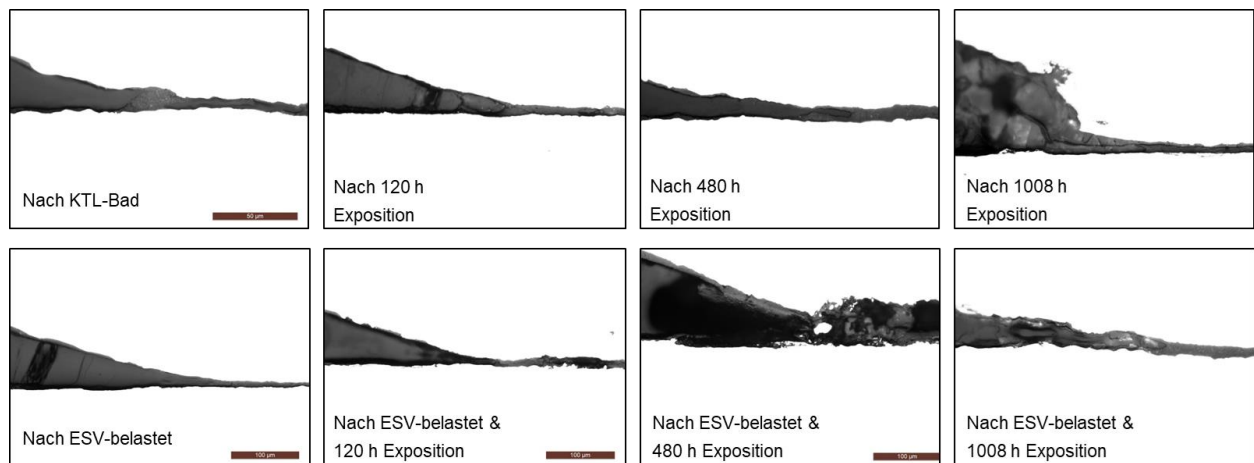


Abbildung 96: Querschliffaufnahmen der KTL-Proben der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800

In anbetracht der Ergebnisse zu den Korrosionsuntersuchungen kann zusammenfassend geschlussfolgert werden, dass bei Werkstoffkombinationen, welche Metalle mit unterschiedlichen Ruhepotentialen beinhalten und damit anfällig für galvanische Korrosion sind, neben einer Verzinkung des Targets auch die KTL-Beschichtung effektiv Fügepartner-Korrosion vorbeugen kann um die Ermüdungseigenschaften beizubehalten. Andernfalls muss eine ausreichende Dimensionierung der Fügepartner vorgenommen werden, welche Korrosion bis zur gewünschten Lebensdauer ohne Versagensrisiko toleriert.

## 6.5. Hochgeschwindigkeitszugprüfung

Zur Bestimmung der dynamischen Festigkeit wurden, wie in Kapitel 4.3 erläutert, anstelle der Temperaturwechseltest in Abstimmung mit dem PA Hochgeschwindigkeitszugprüfungen durchgeführt. Hierfür wurden drei Werkstoffkombinationen angesetzt, wobei die werkstoffkombinationsspezifischen, optimalen Schweißprozessparametern sowie überwiegend die parallele Schweißgeometrie verwendet wurde (siehe Tabelle 17).

Tabelle 17: Werkstoffkombinationen und Parametrisierung beim Magnetimpulsschweißen für die Hochgeschwindigkeitszugprüfungen

Werkstoffkombination Flyer / Target	Entladeen. E [kJ] bzw. Stromstä. I [kA]	Schweiß- geomet- rie	Beschl.- abstand d [mm] bzw. V-Nut [°]	Versuchsumfang pro Parametersetup / Versuchsreihe
<sup>1</sup> EN AW-1050A-H14 / S235JR	15 349	Parallel	1	5x Hochgeschwin- digkeitszugprüfung (tff)
		V-Nut	6	
<sup>1</sup> EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB	15 349	Parallel	1,5	
<sup>2</sup> EN AW-6016-T6 / DP800	21 / 26 419 / 467	Parallel	1,5	

<sup>1</sup>Nach Optimierung des Niederhalters

<sup>2</sup>Nach Optimierung des Niederhalters und mit Laserablation

Die Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR wurde zusätzlich noch mit der V-Nut Schweißgeometrie und die Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 mit zwei Entladeenergien bzw. Stromstärken verschweißt. Pro Parametersetup wurden fünf Proben hergestellt und als Prüfgeschwindigkeit 15 m/s während der Hochgeschwindigkeitszugprüfungen appliziert.

Abbildung 97 zeigt die dynamische Zugfestigkeit in Abhängigkeit der untersuchten Werkstoffkombinationen. Wie der Abbildung entnehmbar, wurde bei allen Werkstoffkombinationen eine dynamische Schweißnahtzugfestigkeit erreicht, die oberhalb der dynamischen Festigkeit des schwächeren Fügepartners liegt.

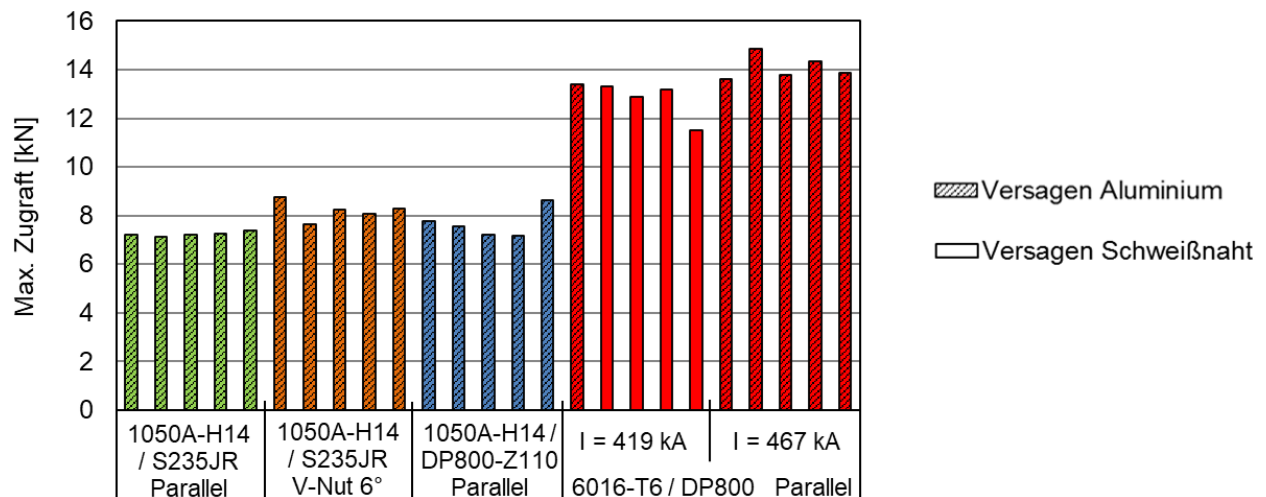


Abbildung 97: Hochgeschwindigkeitszugfestigkeiten der Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14 / S235JR, EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB und EN AW-6016-T6 / DP800

So versagte die Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR im Falle der parallelen Schweißgeometrie durchschnittlich bei 7239 N im EN AW-1050A-H14, wobei die Proben im durch den MPS-Vorgang deformierten Bereich versagten. Im Falle der V-Nut Schweißgeometrie war dies analog zu den Ergebnissen der quasistatischen und zyklischen Untersuchung nicht gegeben und die Proben versagten bei leicht erhöhten Zugkräften (13 %) von durchschnittlich 8200 N im Flyerbereich weit oberhalb des Schweißnahtbereiches (siehe Abbildung 98).

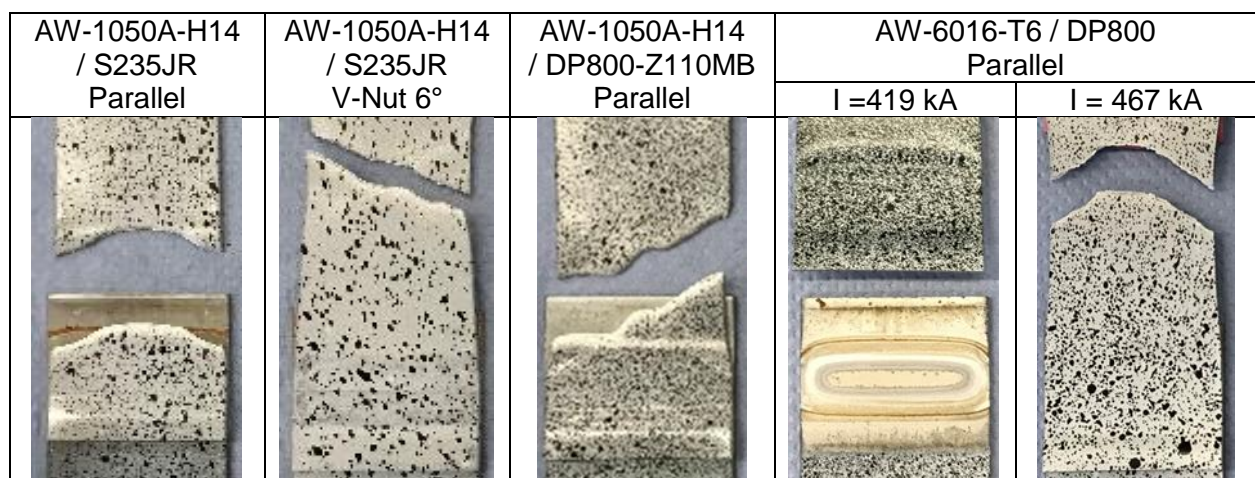


Abbildung 98: Versagensbilder nach dem Hochgeschwindigkeitszugversuch der Werkstoffkombinationen EN AW-1050A-H14 / S235JR, EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB und EN AW-6016-T6 / DP800

Bei der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / DP800-Z110MB wurde trotz des zinkbeschichteten DP800 ein ähnliches Festigkeitsniveau wie bei der Werkstoffkombination EN AW-1050A-H14 / S235JR festgestellt, wobei erneut aufgrund der parallelen Schweißgeometrie der durch den MPS-Vorgang deformierte Bereich ausschlaggebend für das Versagen der Proben war.

Ein reproduzierbares Versagen des schwächeren Fügepartners bzw. des Aluminiums konnte bei der Werkstoffkombination EN AW-6016-T6 / DP800 erst unter Verwendung einer Entladeenergie von 26 kJ bzw. einer maximalen Stromstärke von 467 kA bei deutlich höheren Zugkräften erzielt werden. Die Proben dieser Versuchsreihe erreichten im Durchschnitt 14091 N und versagten weit oberhalb des Schweißnahtbereiches im EN AW-6016-T6. Entgegen den zyklischen Untersuchungsergebnissen zu dieser Werkstoffkombination scheinen die im Nahtbereich N1 festgestellten Längsrisse (siehe Kapitel 6.1.2, Abbildung 53) nicht kritisch für die dynamische Zugfestigkeit der Schweißnaht zu sein.

## **7. Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des Forschungsantrages**

Im Rahmen des Forschungsvorhabens „Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächentopographie und Korrosion auf die Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter Stahl/Aluminium-Hybridbleche“ (IGF-Nr.: 19396 N / DVS-Nr.: 05.065 / FOSTA Nr.: P 1257) wurde erstmalig die Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter Hybridbleche untersucht. Dafür kam ein kombiniertes Prüfverfahren zum Einsatz, um die Bewertung zahlreicher Einflüsse auf die Lebensdauer zeiteffizient und ressourcenschonend zu ermöglichen.

Übergeordnetes Ziel des Forschungsvorhabens war die Bestimmung der zyklischen Eigenschaften magnetpulsgeschweißter St/Al-Hybridbleche und der Nachweis der Schwingfestigkeit unter Anwendung einer effizienten Charakterisierungsmethode mittels kombinierter Last- und Einstufenversuche. Des Weiteren sollte das Potential gezielter Oberflächentopographieeinstellung zur Erhöhung der Schwingfestigkeit sowie der Einfluss von Korrosion untersucht werden.

Den im Arbeitsplan vorgesehenen Arbeitsschritten entsprechend konnten die Untersuchungen durchgeführt und die Ziele des Forschungsvorhabens erreicht werden. Unter Anwendung der Charakterisierungsmethode aus kombinierten Last- und Einstufenversuchen konnten die zyklischen Eigenschaften und Schwingfestigkeit von Magnetpulsschweißverbindungen für eine Vielzahl an Untersuchungsparametern (Magnetpulsschweiß-Processparameter und -geometrien, Oberflächentopographie-Einstellung, Korrosion) untersucht und dadurch ein großer und tiefgreifender Überblick zu den Ermüdungseigenschaften und damit Einsatzgebieten von magnetpulsgeschweißten Hybridverbindungen aufgestellt werden. Wie die Ergebnisse zeigen, ist bereits anhand der Laststeigerungsversuche eine Bewertung der Hybrid-Verbindungen, insb. für das LCF-Regime, möglich. Durch die ergänzenden Einstufenversuche konnten die im Laststeigerungsversuch gewonnen Erkenntnisse ergänzt werden, um die Ermüdungseigenschaften LCF- und HCF-Regime übergreifend zu bestimmen. Dabei zeigte sich, dass durch Anwendung von Extensometrie und Wechselstrompotentialsondenmessung eine Bestimmung der Versagensart und Vorhersage des Versageneintrittszeitpunkts möglich sind. Dies ist insbesondere im Hinblick auf einen industriellen Einsatz von magnetpulsgeschweißten Hybridverbindungen und deren Überwachung mittels Structural Health Monitoring o. ä. interessant. Für alle untersuchten Materialkombinationen konnten kombinationsspezifische zyklische Eigenschaften und Schwingfestigkeiten nachgewiesen werden. So zeigt die Schweißnahtausprägung und Ermüdungsfestigkeit von bspw. der Kombination EN AW 1050A H14/S235JR eine proportionale Abhängigkeit zur Höhe des Entladestroms und steigt dabei in parallel angeordneter Schweißgeometrie mit geringer werdenden Beschleunigungsabständen. Durch Anwendung der V-Nut Schweißgeometrie konnte die Ermüdungsfestigkeit weiter gesteigert werden, und das bei paralleler Schweißgeometrie im HCF-Regime vorliegende Versagen des schwächeren Fügepartners zu höheren Kräften verschoben werden. Durch Einstellung von Oberflächentopographien kann werkstoffkombinationsspezifisch ein deutlicher Einfluss auf die Schweißnahtausprägung und damit zyklischen Eigenschaften gegeben sein, sodass bspw. durch Lasterstrukturierung des härteren Fügepartners die Ermüdungsfestigkeit insb. im LCF-Bereich um bis zu ca. 50 % gesteigert werden kann. Hinsichtlich der Interfaceausprägung und dessen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit konnte festgestellt werden, dass ein erhöhtes und materialkombinationsspezifisches Vorkommen von Mikrorissen insbesondere im welligeren Nahtbereich N1 kritisch für das Ermüdungsverhalten sein kann und die Risse

mit hoher Wahrscheinlichkeit der Anwesenheit von spröden intermetallischen Fe-Al-Phasen im genannten Nahtbereich geschuldet sind. Die Korrosion magnetpulsgeschweißter Hybridverbindungen zeigte für alle untersuchten Werkstoffkombinationen keine Korrosion an der Magnetpuls-schweißnaht, sondern an den Fügepartnern selbst, maßgeblich bedingt durch galvanische und Spaltkorrosion. Diese resultiert in einem früheren Versagen des schwächeren Fügepartners durch korrosionsbedingte Rissinitiierung. Sowohl aktive (Verzinkung des Stahlpartners) als auch passive (kathodische Tauschlackierung beider Fügepartner) Schutzschichten sind geeignet, um korrosionsbedingte Einflussnahme auf die zyklischen Eigenschaften als auch Schwingfestigkeit vollständig zu vermeiden.

## **8. Veröffentlichungen und Ergebnistransfer in die Wirtschaft**

Es folgt eine Auflistung der bisherigen und geplanten/vorbereiteten Veröffentlichungen sowie der Transfermaßnahmen während und nach der Projektlaufzeit. Der Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft entspricht den im Antrag gemachten Angaben.

### **8.1. Bisherige Veröffentlichungen**

Gelinski, N.; Hülsbusch, D.; Schumacher, E.; Böhm, S.; Walther, F. (2018): Influence of process parameters on the fatigue behavior of steel/aluminium hybrid joints produced by magnetic pulse welding. In: 3rd. International Conference on Hybrid Materials and Structures 2018

Schumacher, E.; Kümper, S.; Gelinski, N.; Hülsbusch, D.; Walther, F.; Böhm, S. (2018): Bessere Ermüdungseigenschaften durch optimierte magnetimpulsgeschweißte Stahl/Aluminium-Hybridverbindungen. In: DVS-Berichte Band 344 des DVS-Congress 2018, Friedrichshafen, 2018.

Mrzljak, S.; Gelinski, N.; Hülsbusch, D.; Schumacher, E.; Böhm, S.; Walther, F. (2019): Influence of the process parameters, surface topography and corrosion condition on the fatigue behavior of steel/aluminum hybrid joints produced by magnetic pulse welding. In: 22nd Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde.

### **8.2. Geplante Veröffentlichungen**

Schumacher, E.; Mrzljak, S.; Hülsbusch, D.; Walther, F.; Böhm, S. (2020): On the fatigue behavior of magnetic pulse welded sheet joints of aluminum and steel. 6th International Conference on Steels in Cars and Truck. Abstract akzeptiert am 23.12.2020

Schumacher, E.; Mrzljak, S.; Hülsbusch, D.; Walther, F.; Böhm, S. (2020): Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächentopographie und Korrosion auf die Schwingfestigkeit magnetimpulsgeschweißter Stahl/Aluminium Hybridbleche. DVS-Congress 2020. Abstract akzeptiert am 19.02.2020

Veröffentlichung der Projektergebnisse in einer Fachzeitschrift wie zum Beispiel Metals, Materials Testing, Lightweight Design. Geplant für das dritte Quartal 2020

Veröffentlichung der Schlussergebnisse in der Fachzeitschrift Schweißen und Schneiden. Geplant für das dritte Quartal 2020.

### 8.3. Tabellarische Auflistung der Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit

grau = durchgeführt

Maßnahme	Ziele	Rahmen	Datum
<b>A:</b> Weiterbildung / Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über Fachveranstaltungen	Weiterbildung von Mitarbeitern von Forschungseinrichtungen sowie kleiner und mittlerer Unternehmen ohne eigene Forschungskapazitäten	A1: Vortrag auf der GST 2018 A2: Vortrag auf der GST 2019 (Vortragsangebot abgelehnt) A3: Messe Euroblech A4: Vortrag FA Hybride Werkstoffe und Strukturen A5: Vortrag FA Hybride Werkstoffe und Strukturen	September 2018 September 2019  Oktober 2018 November 2018  September 2019
<b>B:</b> Vorstellung und Diskussion der Ergebnisse im DVS-Fachausschuss	Austausch mit Experten im Rahmen des DVS Fachausschusses „Sonderschweißverfahren“ (FA10), Anpassung der Ausrichtung des Projektes und Synergiebildung aufgrund aktueller F&E-Ergebnisse anderer Projekte.	B1: Fachausschuss FA5 des DVS	2. Q 2017 4. Q 2017 2. Q 2018 4. Q 2018 2. Q 2019
<b>C:</b> Einbindung in die Lehre	Wissenstransfer in zukünftige Ingenieure der Fertigungs-technik	C1: Diverse Vorlesungen beider Forschungseinrichtungen. <u>Universität Kassel:</u> Vorlesung Fügetechnische Fertigungsverfahren Fortgeschrittenenpraktikum Magnetimpulsschweißen Vorlesung Fertigungstechnik I <u>Technische Universität Dortmund:</u> Vorlesung Measurement Engineering	WiSe 2017/2018  SoSe 2018 & SoSe 2019 WiSe 2018/2019  WiSe 2018/2019 WiSe 2019/2020
<b>D:</b> Projektbegleitender Ausschuss (PA)	Die Forschungsergebnisse werden fortlaufend im PA ausführlich diskutiert	D1: Vorstellung des Projektes und Diskussion der geplanten Arbeiten D2: Vorstellung der erzielten Ergebnisse und Diskussion des weiteren Vorgehens D3: Abschlusspräsentation und Diskussion aller erzielten Ergebnisse D4: kontinuierliche Ansprache potenziell interessierter Firmen auch außerhalb des PA im Mitgliedernetzwerk des DVS	3. Q 2017 1. Q 2018 4. Q 2018 2. Q 2019 4. Q 2019

<b>E:</b> Vorstellung der ersten Ergebnisse / Zwischenergebnisse	Die Forschungsergebnisse werden fortlaufend im AfT des DVS vorgestellt	E1: Vorstellung und Diskussion im Ausschuss für Technik (AfT) des DVS	Kontinuierlich
<b>F:</b> Veröffentlichung der Zwischenergebnisse	Veröffentlichung der Zwischenergebnisse in Zeitschriften / auf nat. + internat. wiss. Konferenzen.	F1: 3rd. International Conference on Hybrid Materials and Structures 2018 F2: 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde F3: Bereitstellung der Zwischenberichte zum Download auf der Webseite des FA5	April 2018  Juni 2019  Kontinuierlich

#### 8.4. Tabellarische Auflistung der geplanten Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit

grau = durchgeführt

Maßnahme	Ziele	Rahmen	Datum
<b>G:</b> Weiterbildung / Transfer der Projektergebnisse in die Industrie über DVS-Fachveranstaltungen	Weiterbildung von Mitarbeitern von Forschungseinrichtungen sowie kleiner und mittlerer Unternehmen ohne eigene Forschungskapazitäten	G1: Vortrag auf der GST 2020 (Vortragsangebot akzeptiert) G2: Vortragsangebote im Rahmen des DVS Vortragsforum	September 2020  Kontinuierlich
<b>H:</b> Transfer in die Industrie durch Tagungs- und Messeteilnahme	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	H1: Große Schweißtechnische Tagung des DVS H2: Vortrag 6th International Conference on Steels in Cars and Trucks (Vortragsangebot akzeptiert) H3: Vortrag FA Hybride Werkstoffe und Strukturen	September 2020  Juni 2020  Juni 2020
<b>I:</b> Transfer in die Industrie durch Merkblätterstellung	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	I1: Mitarbeit in der AG des DVS zur Erstellung eines Merkblatts I2: Mitarbeit in der International Impulse Forming Group e.V. zur Erstellung eines Merkblatts	3. Q 2020  4. Q 2020
<b>J:</b> Veröffentlichung	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	J1: Beitrag in einer Fachzeitschrift, z.B. Metals, Materials Testing, Lightweight Design. J2: Internet-Auftritte tff / wpt J3: Veröffentlichung der Schlussergebnisse in Schweißen und Schneiden	3. Q 2020  Kontinuierlich 3. Q 2020



<b>K:</b> Transfer in die Industrie durch den Verband	Ergebnistransfer in die Wirtschaft	K1: Beitrag / Projektdarstellung im Geschäftsbericht der FV Schweißen und verwandte Verfahren K2: Bereitstellung des Schlussberichts zum Download auf der Website der Forschungsvereinigung des DVS sowie der Forschungsstelle	2. Q 2020  2. Q 2020
<b>L:</b> Einbindung in die Lehre	Wissenstransfer in zukünftige Ingenieure der Fertigungstechnik	L1: Diverse Vorlesungen beider Forschungseinrichtungen, z.B. Fertigungstechnik I, Fügetechnik, Messtechnik, Werkstoff- und Bauteilprüfung	kontinuierlich
<b>M:</b> Maßnahme zur Übernahme in die Berufliche Aus- und Weiterbildung im DVS	Übernahme der Ergebnisse in die Ausbildungsinhalte im DVS-Bildungssystem beim Schweißfachingenieur (SFI)		3. Q 2020

## 8.5. Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Aufgrund der engen Zusammenarbeit mit dem PA während der Projektlaufzeit sowie der bereits durchgeführten Vorstellung von Zwischenergebnissen auf verschiedenen Messen und Tagungen sind bereits jetzt erste Ergebnisse in die Wirtschaft transferiert worden. Die geplanten Transfermaßnahmen innerhalb der Laufzeit des Vorhabens wurden somit wie geplant umgesetzt.

Die finalen Projektergebnisse werden in 2020 mit dem Vortrag auf dem „DVS Congress“ in Deutschland sowie auf der „6th International Conference on Steels in Cars and Trucks“ in Italien einem Fachpublikum vorgestellt. Neben der geplanten Veröffentlichung der Projektergebnisse in der deutschsprachigen Fachzeitschrift „Schweißen und Schneiden“ ist des Weiteren auch eine Veröffentlichung auf internationaler Ebene in der Fachzeitschrift „Metals“, „Materials Testing“ oder „Lightweight Design“ angedacht.

Durch die Auswahl an Tagungen und Plattformen wurde und wird sichergestellt, dass die Projektergebnisse einem großen deutschen, aber auch internationalen Publikum vorgestellt werden und die Umsetzung der Resultate in die Wirtschaft zeitnah erfolgen kann. Die Einbindung der Ergebnisse in die Lehre wird zum nächsten Semester weiter fortgeführt. Die geplanten Transfermaßnahmen nach Ende der Laufzeit des Vorhabens können somit wie im Antrag beschrieben umgesetzt werden.

Das dargestellte Transferkonzept kann somit wie geplant umgesetzt werden.

## **9. Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen**

Aufgrund mangelnder Erfahrungen im Bereich der Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter St/Al-Hybridverbindungen, werden potenzielle Einsatzgebiete der Magnetpulstechnologie in der Industrie nur sehr begrenzt genutzt und somit die Vorteile dieser Fügetechnologie vor allem im Bereich des Mischbaus durch KMUs nicht ausgeschöpft. Gerade in geregelten Bereichen (z.B. Luft- und Raumfahrt, Schienenfahrzeugbau) kann das Verfahren nicht eingesetzt werden, da wichtige Erkenntnisse hinsichtlich Ermüdungsverhalten sowie Alterungsbeständigkeit fehlen. Um großflächigen und branchenübergreifenden Einsatz zu erzielen, müssen die zyklische Eigenschaften bestimmt, ein Nachweis der Schwingfestigkeit geführt und Fragestellungen rund um die Alterungsbeständigkeit geklärt werden. Dies können vor allem KMU nicht leisten, wodurch die Ergebnisse dieses öffentlich geförderten Projektes diesen zu Gute kommen. Die MPS-Anlagenhersteller beispielsweise profitieren maßgeblich von den generierten Ergebnissen, da neben dem unregelmäßigen Bereich des Fahrzeugbaus auch insbesondere die geregelten Bereiche der Luft- und Raumfahrt sowie des Schienenfahrzeugbaus mit Ihren hohen Qualitätsanforderungen durch die Beseitigung des erläuterten Defizits nun leichter zugänglich werden und somit zukünftige Anwendungsgebiete mit großem Marktpotential darstellen.

Der innovative Beitrag sowie das Wettbewerbssteigerungspotential liegen beim MPS-Verfahren und der damit gegebenen Möglichkeit stoffschlüssige Leichtbaukonzepte und -produkte im Dünoblechbereich zu realisieren, die ihres gleichen suchen. Konventionell werden im Dünoblechbereich bei artfremden Verbindungen mechanische Fügeverfahren sowie das Kleben eingesetzt. Bei stoffschlüssigen Fügeverfahren (Metall-Metall-System) gibt es bei Mischverbindungen wenig Alternativen, sodass nur einzelne Pressschweißverfahren in Frage kommen. Die reibbasierten Verfahren (z.B. Rührreibpunktschweißen, usw.) oder das klassische Widerstandspunktschweißen sind aus metallurgischer, technologischer sowie wirtschaftlicher Sicht für Mischverbindungen (z.B. Al/Cu, Al/St) uninteressant, insbesondere bei hoch- und ultrahochfesten Legierungen. Das Kleben weist Probleme bzgl. der Notwendigkeit der Oberflächenvorbehandlung/-reinigung und der fehlenden Anfangsfestigkeit auf (Nutzung einer zweiten Fügetechnologie zum Erreichen der Handlingsfestigkeit) und die mechanischen Fügeverfahren sind als punktförmige Verfahren vor allem bei zyklischer Beanspruchung (Schwingfestigkeit) problematisch. Das MPS bildet angesichts der Mechanismen der Verbindungsbildung eine ideale Alternative zu den mechanischen Fügeverfahren sowie dem Kleben. So kann beim MPS bei optimaler Einhaltung der kinematischen und physikalischen Prozessgrößen sogar auf intensive Oberflächenvorbehandlung verzichtet werden und abhängig vom Einsatz eine punkt- oder linienförmige Verbindung wirtschaftlich realisiert werden (z.B. hohe Produktivität durch sehr kurze Schweißzeiten). Da besonders die Werkstoffkombination Aluminium-Stahl deutliche Unterschiede in den mechanischen und physikalischen Eigenschaften (z.B. Dichte, Härte, usw.) aufweist, sind die Herausforderungen zur Gewährleistung einer optimalen Verbindung höher, als bspw. bei Aluminium-Kupfer-Verbindungen. Der weitere Nutzerkreis impliziert folglich industrielle Anwendungsgebiete, wo unterschiedliche Werkstoffkombinationen geschweißt werden müssen und wie folgt zusammengefasst werden können:

- Fahrzeugbau (z.B. Karosserie, Antriebsstrang, Bodengruppe), Transportwesen (z.B. Anhänger und Behälterbau, Leichtbauachsen, leichte Behälter, um das Leergewicht zu reduzieren)
- Schiffsbau (z.B. direktes Fügen der Schiffsaufbauten ohne STJs), Schienenfahrzeugbau (z.B. Außenhaut-Bepunktungen), Bauwesen (z.B. Fassadenbau, Geländerbau, Klimatechnik)
- Tieftemperaturtechnik (z.B. Übergang von Stahl- auf Aluminium-Rohre, z.B. für Wärmetauscher)
- Luft- und Raumfahrt (z.B. Verbindung von Aluminium- und Titan-Bauteilen, Vakuumtechnik)
- Elektrotechnik (z.B. Electrical-Transition-Joints (ETJ)), E-Mobilität (elektrische Kontaktierungen)

Auch im wissenschaftlichen Kontext sind die generierten Ergebnisse im internationalen Vergleich einmalig. Es wird gezeigt, dass die zyklischen Eigenschaften und Schwingfestigkeiten von St/Al-Hybridverbindungen nicht nur werkstoffkombinations-, sondern auch Prozess- bzw. Oberflächentopographieabhängig sind. So kann die Schweißnahtausprägung und Ermüdungsfestigkeit je nach Werkstoffkombination bspw. eine proportionale Abhängigkeit zur Höhe des Entladestroms zu haben und je nach verwendeter Schweißgeometrie stark differieren. Die Anwendung einer V-Nut zeigte sich als besonders vielversprechend, da insb. im HCF-Regime, welches eine hohe Industrierelevanz hat, die Ermüdungsfestigkeit gesteigert werden kann. Mit Hilfe von vorbehandelnden Verfahren zur Einstellung spez. Oberflächentopographien sind Oberflächentopographie- wie auch werkstoffkombinationsspezifische Steigerungen der Ermüdungsfestigkeiten möglich, sodass bspw. im LCF-Bereich, durch Laserstrukturierung des Stahl-Fügepartners, die Lebensdauer der Hybridverbindung um bis zu ca. 50 % gesteigert werden kann. Eine Korrosionsanfälligkeit weisen die Schweißnähte magnetimpulsgeschweißter Hybridverbindungen für keinen der untersuchten Fälle – (i) direkte Exposition der Fügepartner, ii) Verzinkung des Stahl-Fügepartners und iii) KTL-Beschichtung der gesamten Hybridverbindung – nicht auf. Lediglich bei direkter Exposition der Fügepartner zeigt sich insbesondere beim unedleren Fügepartner (Aluminium) ein kritischer Korrosionsfraß insb. in den Randbereichen des Blechs (bedingt durch galvanische und Spaltkorrosion), welcher zu vorzeitigem Versagen des Fügepartners, aber nicht der Schweißnaht selbst, führt. Aktive (Verzinkung des Stahl-Fügepartners) als auch passive (kathodische Tauschlackierung beider Fügepartner) Schutzschichten sind geeignete Maßnahmen, um die zyklischen Eigenschaften als auch Schwingfestigkeit vollständig zu erhalten.

Das vom Fachgebiet Werkstoffprüftechnik (wpt) weiterentwickelte Konzept zur Lebensdauerabschätzung von Hybridverbindungen erlaubt die Aufstellung einer abschätzenden Wöhlerlinie auf Basis eines Laststeigerungsversuchs und zweier Einstufenversuche. Dies führt zu einer deutlichen Verminderung des Aufwands für den Nachweis der Schwingfestigkeit magnetpulsgeschweißter St/Al-Hybridverbindungen. Das Untersuchungskonzept liefert somit bei geringer Probenanzahl wichtige Informationen über die zyklischen Eigenschaften von Hybridverbindungen, sodass sich die im Rahmen des Projekts gewonnenen Erkenntnisse, als auch die Anwendung des Untersuchungskonzepts selbst für eine produktionsbegleitende Qualitätskontrolle, anbietet. Zudem zeigte die Anwendung verschiedener Sensorik, dass eine Überwachung der Hybridverbindung im Hinblick auf Versagensart und -eintrittszeitpunkt möglich ist, sodass eine Umsetzung mit Bezug auf Structural Health Monitoring denkbar ist.

## 10. Literaturverzeichnis

- [Aiz07] Aizawa, T.; Kashani, M.; Okagawa, K.: Application of Magnetic Pulse Welding for Aluminum Alloys and SPCC Steel Sheet Joints. Welding process parameters and characteristics were developed for a variety of similar and dissimilar metals magnetic pulse welds. In: *Welding Journal*, 86, 2007; S. 119–124.
- [Bee05] Beerwald, C.: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. Dissertation, Dortmund, 2005.
- [Cro82] Crossland, B.: Explosive Welding Of Metals And Its Application. Dissertation, Oxford, 1982.
- [Cze04] Czechowski, M.: Stress corrosion cracking of explosion welded steel-aluminum joints. In: *Materials and Corrosion* 55, 6, 2004; S. 464–467.
- [Deu08] Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 1910-100: Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe – Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610:2005, 2008.
- [Fan16] Fan, Z.; Yu, H.; Li, C.: Interface and grain-boundary amorphization in the Al/Fe bimetallic system during pulsed-magnetic-driven impact. In: *Scripta Materialia*, 110, 2016; S. 14–18.
- [Gen19] Geng, H.; Sun, L.; Li, G.; Cui, J.; Huang, L.; Xu, Z.: Fatigue fracture properties of magnetic pulse welded dissimilar Al-Fe lap joints. In: *International Journal of Fatigue*, 121, 2019; S. 146–154.
- [Gey14] Geyer, M.; Rebensdorf, A.; Böhm, S.: Influence of the boundary layer of magnetic pulse welds between aluminum and steel. In 6th International Conference on High Speed Forming, 2012; S.154-163.
- [Göb12] Göbel, G.; Beyer, E.; Kaspar, J.; Brenner, B.: Dissimilar Metal Joining: Macro- and Microscopic Effects of MPW. In: 5th International Conference on High Speed Forming, 2012; S. 179–188.
- [Gro19] Groche, P.; Niessen, B.; Pabst, C.: Process boundaries of collision welding at low energies. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 50, 2019; S. 940–948.
- [Kah05] Kahraman, N., Gülenc, B., and Findik, F.: Joining of titanium/stainless steel by explosive welding and effect on interface. In: *Journal of Materials Processing Technology* 169, 2, 2005; S. 127–133.
- [Kah07] Kahraman, N.: Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti–6Al–4V and Al plates. In: *International Journal of Impact Engineering* 34, 2007.
- [Kle14] Klein, M.; Hülsbusch, D.; Walther, F.; Bartsch, M.; Hausmann, J.; Frantz, M.; Lauter, C.; Tröster, T.: Characterization of the corrosion influence on the fatigue behavior of intrinsic CFRP-steel-hybrids. *Euro Hybrid 2014*, ISBN 978-3-88355-402-0, 2014; S. 101-108.
- [Küm18] Kümper, S.; Schumacher, E.; Böhm, S.: Influence of the Ambient Pressure on the Weld Quality for Magnetic Pulse Welded Sheet Joints. In: 8th International Conference on High Speed Forming, 2018.
- [Lee07] Lee, K.-J.; Kumai, S.; Arai, T.; Aizawa, T.: Interfacial microstructure and strength of steel/aluminum alloy lap joint fabricated by magnetic pressure seam welding. In: *Materials Science and Engineering: A*, 2007; S. 95–101.
- [Lys03] Lysak, V. I.; Kuzmin, S. V.: Explosive welding of metal layered composite materials, 2003.
- [Lys12] Lysak, V. I.; Kuzmin, S. V.: Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas. In: *Journal of Materials Processing Technology*, 212, 2012; S. 150–156.

- [Mar07] Marya, M.; Rathod, M. J.; Marya, S.; Kutsuna, M.; Priem, D.: Steel-to-Aluminum Joining by Control of Interface Microstructures - Laser-Roll Bonding and Magnetic Pulse Welding -. In: Materials Science Forum, 539-543, 2007; S. 4013–4018.
- [Mor13] Mori, K.-i.; Bay, N.; Fratini, L.; Micari, F.; Tekkaya, A. E.: Joining by plastic deformation. In: CIRP Annals, 62, 2013; S. 673–694.
- [Pab18] Pabst, C.; Groche, P.: Identification of Process Parameters in Electromagnetic Pulse Welding and Their Utilisation to Expand the Process Window. In: International Journal of Materials, Mechanics and Manufacturing, 6, 2018; S. 69–73.
- [Rao15] Raelison, R. N.; Sapanathan, T.; Buiron, N.; Rachik, M.: Magnetic pulse welding of Al/Al and Al/Cu metal pairs. Consequences of the dissimilar combination on the interfacial behavior during the welding process. In: Journal of Manufacturing Processes, 20, 2015; S. 112–127.
- [Reb16a] Rebensdorf, A.; Böhm, S.: Magnetic pulse welding – Investigation on the welding of high-strength aluminium alloys and steels as well as the influence of fluctuations in the production on the welding results for thin metal sheets. In: Welding in the World, 62, 2018; S. 855-868.
- [Reb16b] Rebensdorf, A.; Kümper, S.; Grünwald, W.; Böhm, S.: Einsatz der Magnetimpulstechnologie (MPT) zum Fügen von hochfesten Stahl-Aluminium-Verbindungen im Dünoblechbereich. In: DVS Berichte Band 327 des DVS-Congress 2016, Leipzig, 2016.
- [Reb17] Rebensdorf, A.: Charakterisierung der Verbindungseigenschaften beim Magnetimpulsschweißen unter Berücksichtigung kinematischer und physikalischer Prozessgrößen. Dissertation, Kassel, 2017.
- [Sch11] Schäfer, R.; Pasquale, P.; Elsen, A.; Duflou, J.: Material hybrid joining of sheet metals by electromagnetic pulse technology. In: Key Engineering Materials, 473, 2011; S. 61–68.
- [Sch18] Schumacher, E.; Kümper, S.; Kryukov, I.; Böhm, S.: Analysis of the Weld Seam Area of Magnetic Pulse Welded Aluminium-Steel-Sheet-Connections on its Suitability as a Sign of Quality. In: 8th International Conference on High Speed Forming, 2018.
- [Sch19a] Schumacher, E.; Prints, E.; Graß, M.; Böhm, S.: Investigation of the Temperature Influence of the Static Joining Partner on the Lower Welding Limit during Magnetic Pulse Welding. In: ESAFORM 2019, 2019.
- [Sch19b] Schumacher, E.; Rebensdorf, A.; Böhm, S.: Influence of the jet velocity on the weld quality of magnetic pulse welded dissimilar sheet joints of aluminum and steel. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 50, 2019; S. 965–973.
- [Ver11] Verstraete, J.; Waele, W. de; Faes, K.: Magnetic pulse welding: Lessons to be learned from explosive welding. In: Sustainable Construction and Design, 2, 2011; S. 458–464.
- [Wal53] Walsh, J. M.; Shreffler, R. G.; Willig, F. J.: Limiting Conditions for Jet Formation in High Velocity Collisions. In: Journal of Applied Physics, 24, 1953; S. 349–359.
- [Wal07] Walther, F.; Eifler, D.: Cyclic deformation behavior of steels and light-metal alloys. In: Materials Science and Engineering A, 468-470, 2007; S. 259-266.
- [Wal14] Walther, F.: Microstructure-oriented fatigue assessment of construction materials and joints using short-time load increase procedure. In: Materials Testing 56, 7-8, 2014; S.519-527.
- [Wit15] Wittke, P.; Liu, Y.; Biermann, D.; Walther, F.: Influence of the production process on the deformation and fatigue performance of friction drilled internal threads in the aluminum alloy 6060. In: MP Materials Testing 57, 4, 2015; S. 281-288.
- [Zlo02] Zlobin, B. S.: Explosion Welding of Steel with Aluminum. In: Fizika Goreniya i Vzryva, 38, 2002; S. 137–140.