

EADS

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Rumpfanwendungen

- ENWERUM -

Abschlussbericht

Berichtszeitraum: 01.01.2007 – 31.12.2011

Erstellt von: E.D. Reese
Beiträge von: Dr. F. Gammel, U. Heckenberger, E. Hombergsmeier,
Dr. B. Lenczowski, T. Mertens, S. Nixon, F. Palm,
J. Silvanus

EADS Innovation Works
CTO/IW-MS

Zuwendungsempfänger: EADS Deutschland GmbH, 81663 München
Verbundbezeichnung: NEMES
Vorhabenbezeichnung: ENWERUM
Förderkennzeichen: 20W0606B
Laufzeit des Vorhabens: 01.01.2007 – 31.12.2011

CTO/IW-MS-2012-094 Technischer Bericht
EADS Innovation Works

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 2

Titel

Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Rumpfanwendungen (ENWERUM)

Abschlussbericht

Berichtszeitraum: 01.01.2007 – 31.12.2011

Verfasser

E.D. Reese – Beiträge von: Dr. F. Gammel, U.C. Heckenberger, E. Hombergmeier, Dr. B. Lenczowski, T. Mertens, S. Nixon, F. Palm, J. Silvanus

Projekt-Nr.

E.45203.6000

Telefon

(089) 607-25585

Abteilung/Arbeitsbereich

CTO/IW-MS

Datum

31.03.2012

Bericht-Nr.

CTO/IW-MS-2012-094

Zusammenfassung

Das Vorhaben „Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Rumpfanwendungen (ENWERUM)“ wurde im Rahmen des 4. Luftfahrtforschungsprogramms des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) in der Zeit vom 01.01.2007 bis 31.12.2011 unter dem Förderkennzeichen 20W0606B gefördert. Es gehörte zum Vorhabenverbund „Neue metallische Luftfahrzeugstrukturen (NEMES)“ als komplementäres Modul zum Airbus-Leitprojekt „Metallrumpf neuer Generation (MERGE)“ und zu dem Projekt „Kurznahtschweißen komplexer Kleinteile (3K)“.

Folgende Themenkomplexe wurden bearbeitet:

- Experimentelle und analytische Untersuchung des Hut-Stringer-Bauweisenkonzeptes auf Basis von Al-Mg-Sc-Werkstoffe in Laserstrahl geschweißter Ausführung.
- Hybrid Titanium Composite Laminates
- Ti/Al-Sprengplattieren
- Strukturüberwachung mittels ko-extrudierten Drähten in Stringer und Spant
- Schnelle Bewertungsmethoden
- Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte für metallische Werkstoffe und Hybride
- Entwicklung hochfester Al-Mg-Sc Bleche und –profile über Schnellerstarrung (strip casting und melt spinning)
- Charakterisierung von Al-Li- und Al-Sc-Legierungen
- Rührreibschweißen: Werkzeugentwicklung für das Fügen von Rumpfsktionen

Verteiler

CTO/IW-GS-Patente (e-mail an Fr. Rotter)

M&W Zander/KD – Dokumentenverarbeitung/Mikrofilm

Deckblatt: CTO/IW – Yann Barboux, CTO/IW-MG – Wolfgang Hetzner (per e-mail im pdf.Format)

Seiten

81

Abbildungen

62

Tabellen

10

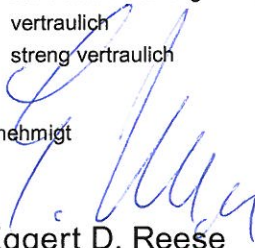
Schlagwörter für Datenbankablage

Hochleistungswerkstoffe; Aluminium; AlMgSc; AlLi; Scalmalloy; Bandgießen; Schmelzspinnen; Rumpfanwendungen; Rissfortschritt; Hybrid Titanium Composite Laminates; HTCL; Titan-Kleben; Oberflächenvorbehandlung; Korrosion; Korrosionsschutz; Strukturüberwachung; SHM; Koextrudieren; Sprengplattieren; Rühr-Reibschweißen; FSW; DeltaN;

 Vertraulichkeit

- 1 allgemein zugänglich
- 2 zur freien Verteilung im Konzern
- 3 vertraulich
- 4 streng vertraulich

Genehmigt


Eggert D. Reese
Autor


Achim Schoberth
Team-/Departmentleiter


Achim Schoberth
HoTCC/Lokale Vertretung

Inhaltsverzeichnis

Tabellen.....	4
Abbildungen	4
1 EINLEITUNG	7
1.1 Aufgabenstellung.....	7
1.2 Voraussetzungen	8
1.3 Planung und Ablauf des Vorhabens.....	8
1.4 Wissenschaftlicher und technischer Stand	9
1.5 Zusammenarbeit mit anderen Stellen	9
2 ZIELE UND ERGEBNISSE	9
2.1 Hybride Werkstoff-Konzepte für „Schub-Druck-Stabilität“.....	10
2.2 Hybride Werkstoffkonzepte für „Ermüdung, Rissfortschritt und Restfestigkeit“	17
2.2.1 Hybrid Titanium Composite Laminates (HTCL)	18
2.2.2 Ti/Al-Sprengplattieren	25
2.2.3 Koextrusion von Al mit SHM-Komponente.....	31
2.3 Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit des <i>Structural Health Monitoring</i> (SHM)	34
2.4 Schnelle Bewertungsmethoden für metallische Werkstoffe und Bauteile.....	39
2.4.1 Bauteilbewertung mit Hilfe der Finite Element Methode	41
2.5 Neue Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte für metallische Werkstoffe und Hybride	42
2.6 Hochfeste AlMgSc-Profile aus Meltspin-Vormaterial	54
2.7 Hochfeste AlMgSc-Bleche mittels Bandgießverfahren	64
2.8 Charakterisierung von Al-Li- und Al-Sc-Legierungen.....	71
2.9 Rühr-Reibschweißen.....	75
3 WEITERE INFORMATIONEN	80
3.1 Zahlenmäßiger Nachweis	80
3.2 Notwendigkeit und der Angemessenheit der geleisteten Arbeit	81
3.3 Voraussichtlicher Nutzen und Verwertungsplan	82
3.4 Bekannt gewordener Fortschritt auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen.....	83
4 LITERATUR	84
5 VERÖFFENTLICHUNGEN, VORTRÄGE	84
6 DOKUMENTATION	85

EADS

Technischer Bericht Abteilung/Arbeitsbereich Bericht-Nr. Seite 4
ENWERUM Abschluss CTO/IW-MS CTO/IW-MS-2012-094

Tabellen

Tabelle 1:	Zusammenstellung von Kopfzugfestigkeitswerten (Plattenaußenecken & -mitte).	30
Tabelle 2:	Zusammensetzung der Vorlegierungsmasseln (hergestellt bei Hoesch Metallurgie).	55
Tabelle 3:	Finale Zusammensetzung des Melt-spin-Materials (ICP/OES Messung Fa. Glörfeld). ...	56
Tabelle 4:	Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand – Entnahmestelle am Profil-Stranganfang.	60
Tabelle 5:	Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Stranganfang.	60
Tabelle 6:	Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Strangende.	61
Tabelle 7:	Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Strangende + WBH.	61
Tabelle 8:	Stat. Zugfestigkeitskennwerte der AlMgSiCu-Stringer-Legierung EN-AW6110A T6.	62
Tabelle 9:	Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (Otto Fuchs) im wie gepressten Zustand. .	62
Tabelle 10:	Zusammensetzung (ICP/OES) der 3 Sc-haltigen Versuchsschmelzen.	66

Abbildungen

Abbildung 1:	Bauteil- und Testkörpergeometrie mit konstanter Beulfeldbreite, aber Querschnittsflächenzuwachs wegen Hut-Stringer.	11
Abbildung 2:	Rechner gestützter Druckversuch mit typischem Beulmuster.	11
Abbildung 3:	Vergleich der errechneten und ermittelten maximalen Stauchlasten für Laser geschweißte 2-Stringer-Paneele mit L- und Hut-Stringer aus Werkstoff EN-AW2xxx.	12
Abbildung 4:	Stauchfestigkeit (FEM-Simulation) einer 2-Stringerprobe aus dem Werkstoff AlMgSc sowie deren Zunahme bei Aufdickung der Hut-Stringer-Gurtdicke.	13
Abbildung 5:	Stauchfestigkeit (FEM-Simulation) einer 2-Stringerprobe aus dem Werkstoff AlCu4MgAg sowie deren Zunahme bei Aufdickung der Hut-Stringer-Gurtdicke und Einfluss des E-Moduls.	13
Abbildung 6:	Gegenüberstellung verschiedener Al-Legierungen im virtuellen Druckversuch.	14
Abbildung 7:	Beidseitig gleichzeitiges Laserstrahlschweißen von Hut-Stringern.	15
Abbildung 8:	Hervorragende Laserstrahlschweißnahtausbildung (Oberraupe) nach dem beidseitig-gleichzeitig Schweißen & Laser geschweißte 2-Stringer-Stauchprobe.	15
Abbildung 9:	Präparation der Stauchproben mit Kunststoffeinspannbereiche, Dehnmessstreifen und Kontrastspray-Oberfläche für die stereoskopische 3-D-Verformungsmessung.	15
Abbildung 10:	Hut-Stringer-Stauchproben des Werkstoffs EN-AW5xxx.	16
Abbildung 11:	Gegenüberstellung der Werkstoffstreckgrenzen für 3 verschiedene Lasergeschweißte Hut-Stringer-Stauchproben und den gemessenen Stauchlasten.	16
Abbildung 12:	Typischer HTCL-Laminataufbau.	18
Abbildung 13:	Lochleibungsfestigkeit in Abhängigkeit vom Randabstand.	19
Abbildung 14:	Lochleibungsfestigkeiten von verschiedenen HTCL im Vergleich zu CFK.	19
Abbildung 15:	Versagensverhalten von HTCL bei 80 bzw. 100 % statischer Festigkeit.	20
Abbildung 16:	Spezifische Lochleibungsfestigkeit im Vergleich.	21

EADS

Technischer Bericht	Abteilung/Arbeitsbereich	Bericht-Nr.	Seite 5
ENWERUM Abschluss	CTO/IW-MS	CTO/IW-MS-2012-094	
Abbildung 17:	Fortschreitende Delamination bei zyklischer Belastung: DIC.....		22
Abbildung 18:	Delaminationsentwicklung im HTCL: Thermoelastische Spannungsanalyse.....		22
Abbildung 19:	Grenzschichtkennwerte unter Mode I Belastung (HTCL und CFK).....		23
Abbildung 20:	Grenzschichtkennwerte unter Mode II Belastung (HTCL).....		23
Abbildung 21:	Zusammenfassung der Grenzschichtkennwerte unter Mode I und Mode II Belastung....		24
Abbildung 22:	Available model with shell elements.....		24
Abbildung 23:	Modified model with brick elements.....		24
Abbildung 24:	Differential aufgebauter CFK-Spant in der Boeing B787.....		25
Abbildung 25:	Ti-Al-Hybridspant in integraler Bauweise hergestellt aus einer Verbundwerkstoffplatte (vorzugweise explosionsgeschweißt).		26
Abbildung 26:	Schematische Darstellung der Prozesstechnik beim Explosionsschweißen		27
Abbildung 27:	2/3 der gesprengten Platte aus Ti + EN-AW2xxx mit markierter (erodierter Probenentnahme).		28
Abbildung 28:	Exemplarische Zusammenstellung der Verbindungsgüte der explosionsgeschweißten Mischverbindung Ti-Al2xxx.		28
Abbildung 29:	Exemplarische Zusammenstellung Verbindungsgüte der explosionsgeschweißten Mischverbindung Ti-Al2xxx.		29
Abbildung 30:	Gefüge-Härtemessung über die Grenzfläche Ti ↔ Al2xxx.		29
Abbildung 31:	Versagenszone ↔ Bruchlage nach Binfestigkeitsprüfung explosionsgeschweißt Ti – Al2xxx.		31
Abbildung 32:	Draht in Mittelgurt wegen nicht optimierten Masseflusses nach unten verschoben.....		32
Abbildung 33:	Getestete Zugproben; wegen zu großer Drahtdurchführung der Strangpressmatrize zu geringer Lastübertrag auf den Draht.....		33
Abbildung 34:	Profil einer erfolgreichen Strangpressung, Drähte an den gewünschten Positionen.		33
Abbildung 35:	Änderung der Signalform und der Amplitude bei Auftreten eines Risses im Draht.....		35
Abbildung 36:	Ergebnisse der Zugversuche an wärmebehandelten Nivaflex Drähten.		36
Abbildung 37:	Metallographische Untersuchung des Strangpressprofils Al 2024+Nivaflex.		37
Abbildung 38:	Grenzfläche zwischen der intermetallischen Phase und dem Aluminiummatrix; REM- Untersuchung der Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+Nivaflex T351.		37
Abbildung 39:	Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+ Ti; REM-Untersuchung.		38
Abbildung 40:	Grenzfläche zwischen der Aluminiummatrix und dem Titandraht; REM-Untersuchung der Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+ Ti.		38
Abbildung 41:	Korrosionsversuche an Al/Ti Duplexblech; AIE (links), NSS (rechts).....		43
Abbildung 42:	Interkristalline Korrosion nach ASTM G 67.		45
Abbildung 43:	Oxidschicht auf Al (oben) und Titan (unten) nach Co-Anodisierung in CAA (links), TSA (Mitte) und PSA (rechts).		46
Abbildung 44:	TiO ₂ -Nanoröhren Anodisierschicht: a) Aufsicht – Makroaufnahme (Interferenzfärbung) b) Aufsicht - REM (Porenöffnungen ca. 50 nm) c) Cryo-Bruch – REM (Porenstruktur).....		50
Abbildung 45:	Wedge Test: Rissfortschritt über Auslagerungszeit (Alterung 50°C/95% r.H.).		51

EADS

Technischer Bericht	Abteilung/Arbeitsbereich	Bericht-Nr.	Seite 6
ENWERUM Abschluss	CTO/IW-MS	CTO/IW-MS-2012-094	

Abbildung 46:	Rollenschälversuch nach DIN EN 1464.	52
Abbildung 47:	Wedge Test optimierter „TiO ₂ -Nanoröhren“ Prozess (5V).....	53
Abbildung 48:	Gepresste Stringer-Geometrie (Schweiß-Stringer A380).	57
Abbildung 49a-d:	Metallografische Bewertung der Mikrostruktur der Legierung Scalmalloy (ALCOA) .	58
Abbildung 50:	Gefüge-Charakterisierung des Profils Scalmalloy im REM mittels Rückstrahl-Elektronen und Ordnungszahlkontrast (ALCOA.)	59
Abbildung 51:	Druckfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + Wärmenachbehandlung.....	63
Abbildung 52:	Gekerbte (K _t = 2,3) Dauer- bzw. Zeitfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA), wie gepressten Zustand + Wärmenachbehandlung.....	63
Abbildung 53:	Gegenüberstellung der minimalen Zugfestigkeit – Streckgrenze für etablierte Hautfeldwerkstoff sowie AlMgSc 1. Generation → Festigkeitsziele für neue Scalmalloy Bleche.	65
Abbildung 54:	Abgegossene Bleche der Charge 936.....	66
Abbildung 55:	Härteveränderungen in den 3 gegossenen AlMgSc-Chargen 936 / 937 / 938.	67
Abbildung 56 a - d:	Mikrostrukturentwicklung im wie gegossenen Zustand Charge 936 („ge-Baker-t“) Probenzentrum.	68
Abbildung 57 a - d:	Mikrostrukturentwicklung im wie gegossenen Zustand Charge 936 („ge-Baker-t“) Probenoberfläche.....	69
Abbildung 58:	Relativ groß ausgebildeter („wunderschöner“) Al ₃ Sc-Schmetterling, der während der Erstarrung als heterogener Keim gewirkt hat.	70
Abbildung 59:	Statische Zugfestigkeit über alle 3 Guss-Varianten (Mittelwert aus jeweils 3 Proben), geprüft in Walzrichtung (L).....	70
Abbildung 60:	Statische Zugfestigkeit über alle 3 Guss-Varianten (Mittelwert aus jeweils 3 Proben), geprüft quer zur Walzrichtung (LT).....	71
Abbildung 61:	Vergleich der Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch bei RT und -55°C.....	73
Abbildung 62:	Einfluss der Prozessparameter hinsichtlich der Glare-Herstellung auf die Materialeigenschaften.....	75

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM AbschlussAbteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MSBericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 7

1 Einleitung

Das Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) hat in seiner Bekanntmachung vom 17. März 2006 die Förderung von Forschungs- und Technologievorhaben im Rahmen des neuen nationalen Luftfahrtforschungsprogramms von 2007 bis 2010 bekannt gegeben. Mit dieser Fördermaßnahme sollen das „Know-How“ und die wirtschaftlich-technische Situation der Luftfahrtindustrie und des Luftverkehrs verbessert und die Innovationsfähigkeit und Kompetenz auf nationaler Ebene gestärkt werden. Die Forschungsförderung orientierte sich an folgenden Herausforderungen:

- Steigerung der Transportleistung
- Umweltverträglicher Luftverkehr
- Sicherheit und Passagierfreundlichkeit
- Effiziente Luftfahrzeuge
- Wartung und Instandsetzung

Der Vorhabenverbund „Neue metallische Luftfahrzeugstrukturen (NEMES)“ unter der Führung des EADS-Unternehmensbereichs AIRBUS Deutschland GmbH war auf diese Schwerpunkte ausgerichtet. Der Verbund umfasste drei Vorhaben: 1) das Vorhaben „Metall Rumpf neuer Generation (MERGE)“ als Leitprojekt, verantwortet von AIRBUS Deutschland GmbH, das Vorhaben „Kurznahtschweißen komplexer Kleinteile (3K)“ des EADS-Unternehmensbereichs CASSIDIAN (ehemals: EADS Defence&Security, Military Air Systems (MAS)) sowie das Vorhaben „Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Rumpfanwendungen (ENWERUM)“ von EADS Innovation Works.

Das Projekt ENWERUM startete am 01.01.2007 zunächst mit einer Laufzeit bis zum 30.06.2010; im Frühjahr 2010 wurde eine Verlängerung bis zum 31. Dezember 2011 bewilligt. Das Vorhaben wurde vom BMWi unter dem Förderkennzeichen 20W0606B gefördert.

1.1 Aufgabenstellung

Die Ziele des Projektes ENWERUM orientierten sich an den o.g. Themenfelder. Sie konzentrierten sich auf die Entwicklung, Bewertung und Bereitstellung von neuen, hoch risikobehafteten metallischen Hybridwerkstoff-Konzepten auf der Basis von Aluminium und Titan für differentielle und integrale Flugzeugstrukturen. Darzustellen waren verfahrenstechnische Prozesse und Kennwerten zur reproduzierbaren Verarbeitung neuer Hybridwerkstoff-Lösungen. Ergänzend sollten neue Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte untersucht und entwickelt werden. Außerdem stand die Weiterentwicklung von schnell durchführbaren Prüfmethode zur Analyse des komplexen Werkstoff- und Schädigungsverhaltens hybrider Bauweisenkonzepte im Vordergrund.

Die Ziele standen im Einklang mit den Zielen des Leitprojektes MERGE; dies sollte zeigen, dass durch neue, maßgeschneiderte metallische Werkstofflösungen die mechanisch-technologischen und funktionalen Eigenschaften von Flugzeugbauteilen derart verbessert werden können, dass Gewichtsvorteile, längere Wartungsintervalle und inte-

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 8

grierte Strukturüberwachung bei gleichzeitig reduzierten Fertigungskosten möglich werden.

1.2 Voraussetzungen

Das Vorhaben stand unter dem Zeichen eines ständig steigenden Wettbewerbsdruckes in der Luftfahrtindustrie, den zunehmend wachsenden Anforderungen an Wirtschaftlichkeit und Effizienz der Flugzeuge, an Sicherheit und Komfort und nicht zuletzt auch den hohen Anforderungen aus dem Umweltschutz. Die Hersteller sind gefordert, die Leistungsfähigkeit und die Wirtschaftlichkeit ihrer Flugzeuge kontinuierlich zu verbessern. Dahinter stehen zum einen der Zwang zur Senkung des Treibstoffverbrauches, insbesondere auch aus Gründen des Umweltschutzes, sowie zum anderen die Notwendigkeit einer Reduzierung der Betriebskosten insgesamt. Gleichzeitig wird die Senkung der Herstellkosten bei einer weiteren Verbesserung der Sicherheitsstandards angestrebt.

1.3 Planung und Ablauf des Vorhabens

Das Vorhaben wurde entsprechend der genannten Ziele thematisch zunächst in fünf Teilprojekte untergliedert:

- a. TP10: Hybride Werkstoff-Konzepte für „Schub-Druck-Stabilität“
- b. TP20: Hybride Werkstoff-Konzepte für „Ermüdung, Rissfortschritt und Restfestigkeit“
- c. TP30: Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit SHM
- d. TP40: Schnelle Bewertungsmethoden für metallische Werkstoffe und Bauteile
- e. TP50: Neue Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte für metallische Werkstoffe und Hybride

In der Verlängerungsphase vom 01.07.2010 bis 31.12.2011 wurde der Fokus auf Themen gerichtet, die aus Sicht des Unternehmensbereichs Airbus besondere Priorität besaßen. Die Arbeitspakete befassten sich daher mit:

- Hochfeste AlMgSc-Profile aus Meltspin-Vormaterial
- Hochfeste AlMgSc-Bleche mittels Bandgießverfahren
- Charakterisierung von Al-Li- und Al-Sc-Legierungen

Hinzu kamen Untersuchungen zum Fertigungsverfahren

- Rühr-Reibschweißen

Fortgeführt wurden die Arbeiten zu:

- Neue Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte für metallische Werkstoffe und Hybride

Die Teilprojekte wurden von Mitarbeitern der EADS Innovation Works eigenverantwortlich bearbeitet; die Ergebnisse sind im Kapitel „Ziele und Ergebnisse“ zusammengefasst.

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM AbschlussAbteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MSBericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 9

1.4 Wissenschaftlicher und technischer Stand

EADS Innovation Works befasst sich seit vielen Jahren mit der Erforschung und Entwicklung innovativer Werkstoff- und Strukturkonzepte für Anwendungen in der Luftfahrt. Sie ist bzw. war an einer Vielzahl von Kooperations- und Verbundprojekten zu diesen Themen beteiligt. Die hier geplanten Arbeiten bauen auf den Erkenntnissen aus diesen Arbeiten auf. Dazu zählen u.a. Ergebnisse, die zunächst im Laborversuch ermittelt wurden, wonach neue Geometrie-Konzepte für Hautfeld-Stringerverbindungen eine deutliche Leistungssteigerung erwarten lassen. Dazu zählen aber auch weiterentwickelte Materialgesetze, die den Einsatz numerischer Simulation zur Bewertung und Abschätzung der Eigenschaften von Strukturelementen erlauben.

1.5 Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Die Arbeiten wurden im Wesentlichen in enger Abstimmung mit dem EADS-Unternehmensbereich AIRBUS, im Übrigen weitgehend EADS Innovation Works-intern durchgeführt. Die Simulationsarbeiten wurden in Zusammenarbeit mit dem Ingenieurbüro MATFEM durchgeführt.

2 Ziele und Ergebnisse

Nachfolgend werden die in den einzelnen Teilprojekten bzw. Arbeitspaketen erzielten Ergebnisse zusammenfassend dargestellt.

Das erste Teilprojekt (s. Kap. 2.1) befasst sich mit hybriden Werkstoffkonzepten für den speziellen Fall der Schub-Druck-Beanspruchung wie sie vorwiegend in der Unterschale eines Flugzeugrumpfes auftritt. Das nächste Teilprojekt (s. Kap. 2.2) ist auf Konzepte gegen vorzeitige Werkstoffermüdung, Verminderung von Rissfortschritt und auf möglichst hohe Restfestigkeit angelegt. In dem Zusammenhang wurden Hybridverbunde auf Titan-Basis betrachtet (Kap. 2.2.1), Herstellung von Aluminium-Titan-Verbunden über Sprengplattieren (Kap. 2.2.2) als auch die Möglichkeit der Draht-Verstärkung von Aluminium-Komponenten über Ko-Extrudieren (Kap. 2.2.3). Der Aspekt der Strukturüberwachung wurde im Teilprojekt „Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit des Structural Health Monitoring“ eingehender beleuchtet (Kap. 2.3). In Zusammenhang mit der Entwicklung von neuen Werkstoff- und Bauweisenkonzepten kommt den Bewertungsmethoden eine wesentliche Rolle zu. Hierüber wird in Kap. 2.4 berichtet. Das letzte Kapitel widmet sich neuen Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepten für metallische und hybride Werkstoffe (Kap. 2.5).

Im Zeitraum vom 01.07.2010 bis 31.12.2011 wurden einige Schwerpunkte neu gesetzt. Das betraf einerseits den Aspekt der Al-Mg-Sc-Werkstoffentwicklung für Bleche und Profile (Kap. 2.6, 2.7), die Charakterisierung neuer Aluminiumlegierungen (Kap. 2.8). Neu hinzugenommen wurde das Thema Rühr-Reibschweißen (Kap. 2.9).

2.1 Hybride Werkstoff-Konzepte für „Schub-Druck-Stabilität“

Autor: Frank Palm

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 10

Ziel

Ziel im Teilprojekt „Hybride Werkstoff-Konzepte für verbesserte „Schub-Druck-Stabilität“ Stabilität“ war die Entwicklung von Technologiekonzepten als dominante Eingangsgrößen für Schub-Druck-optimierten Rumpfschalen-Auslegung (Festigkeit & Langlebigkeit) auf der Basis neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe.

Es sollte gezeigt werden, dass mittels geschickten Werkstoffauswahl (z. B. AlMgSc-AlMgSc-Legierung) bzw. einer maßgeschneiderten Werkstoffentwicklung & -auswahl sowie einem entsprechenden Fügeprozess (in diesem Entwicklungsprojekt Laserstrahlschweißen) als auch einer passenden Versteifungselementgeometrie (hier Hut-Stringer, auch „ Ω -Stringer“ genannt) ein Bauteil darstellbar wird, welches eine deutlich ($> 20\%$) gesteigerte Druck- und Schubfestigkeit (Stabilität) aufweist. Die zusätzliche Forderung, dass diese Lösung noch dazu sehr langlebig (Korrosion *) sein muss, verstärkt den innovativen Charakter der Entwicklung. Möglichst geringe Herstellungskosten zur Darstellung solcher Schalenstrukturen waren als wichtiger technologischer Filter zur Absicherung des Projekterfolgs zu beachten.

Ergebnisse

Die zu Beginn des ENWERUM Projekts definierten Untersuchungen zu neuartigen Hutstringer-Konzepten (auch Ω -Stringer genannt) wurden an vereinfachten Geometrie (2-Stringer Druckprobe) virtuell und in Form von geschweißten Bauteilen Schritt für Schritt überprüft. (Abbildung 1).

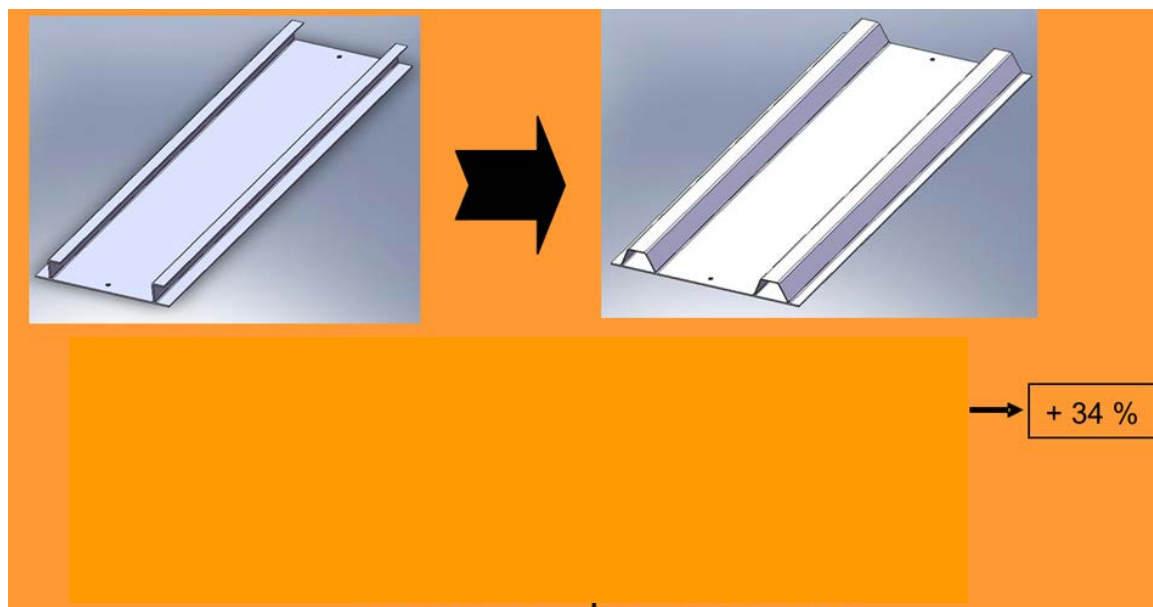


Abbildung 1: Bauteil- und Testkörpergeometrie mit konstanter Beulfeldbreite, aber Querschnittsflächenzuwachs wegen Hut-Stringer.

Basierend auf diesen relativ einfachen 2-Stringerproben konnte mittels FEM-Simulation Simulation (Software ANSYS) der Einfluss der Werkstoffauswahl (mit den zu Grunde

Grunde gelegten Materialkennwerten) auf das Druckfestigkeits – und Beulverhalten bewertet werden (Abbildung 2).

Beim Erreichen des sogenannten Post-buckling Bereichs versagt dann die Probe virtuell durch Einknicken nahe den Einspannungsbereichen.

Durch Auswahl der Materialkarten, sprich Implementierung von Zugfestigkeit und Spannungsdehnungskurve in die Softwarebasis ist nun ein Vergleich der werkstoff- und geometriebezogenen Effekte auf das Druckverhalten durchspielbar (Abbildung 3).

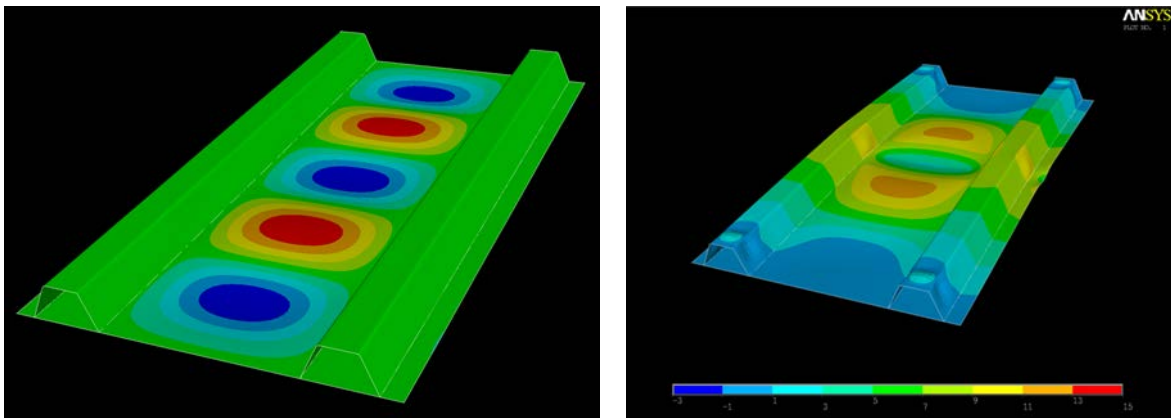


Abbildung 2: Rechner gestützter Druckversuch mit typischem Beulmuster.

Die Ergebnisse zeigen eine hohe Verlässlichkeit zwischen Ist-Zustand und Simulation, wobei diese für den Hut-Stringer sehr gut passt und beim L-Stringer konservativ ausfällt (Simulation überschätzt die max. ertragbare Stauchkraft).

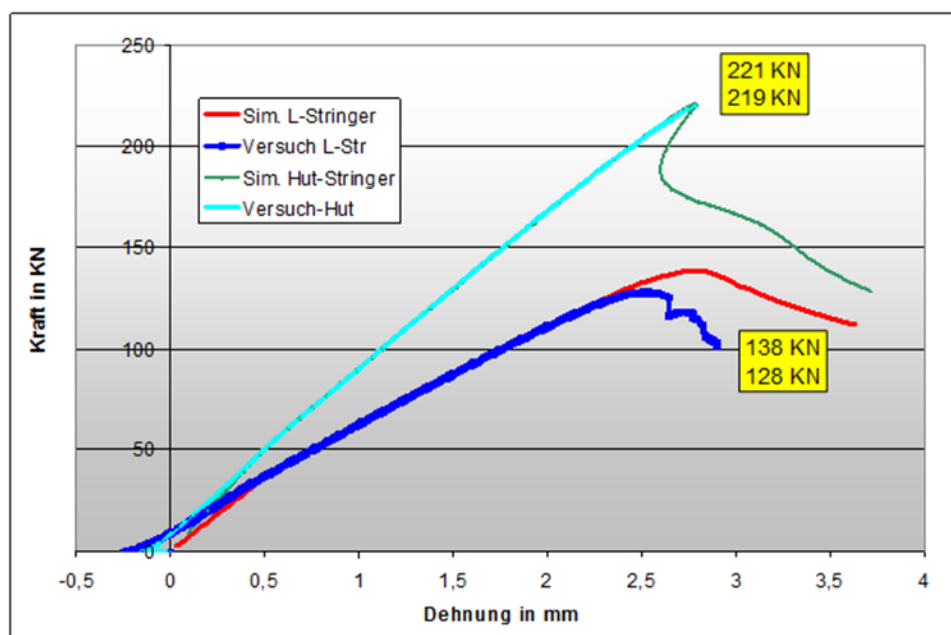


Abbildung 3: Vergleich der errechneten und ermittelten maximalen Stauchlasten für Laser geschweißte 2-Stringer-Paneele mit L- und Hut-Stringer aus Werkstoff EN-AW2xxx.

Abbildung 4 und Abbildung 5 zeigen nun beispielhaft den Effekt der Streckgrenze der AlMgSc-Legierung sowie der AlCuMgAg Legierung EN-AW2xxx und die Variation der Blechdicke im Hutstringer auf die maximal ertragbare Stauchfestigkeit.

Ein Wechsel zum höherfesten Werkstoff EN-AW2xxx lässt die Stauchfestigkeit auf auf deutlich ansteigen. Zusätzlich wurde in Abbildung 5 eine Steigerung des E-Moduls angenommen (braune Säulen), um zum Beispiel den Effekt der heute oft diskutierten AlCuLi-werkstoffe zu simulieren (1 wt% Li-Legierungszugabe zu Al-Werkstoffen steigert den E-Modul um ca. 5%).

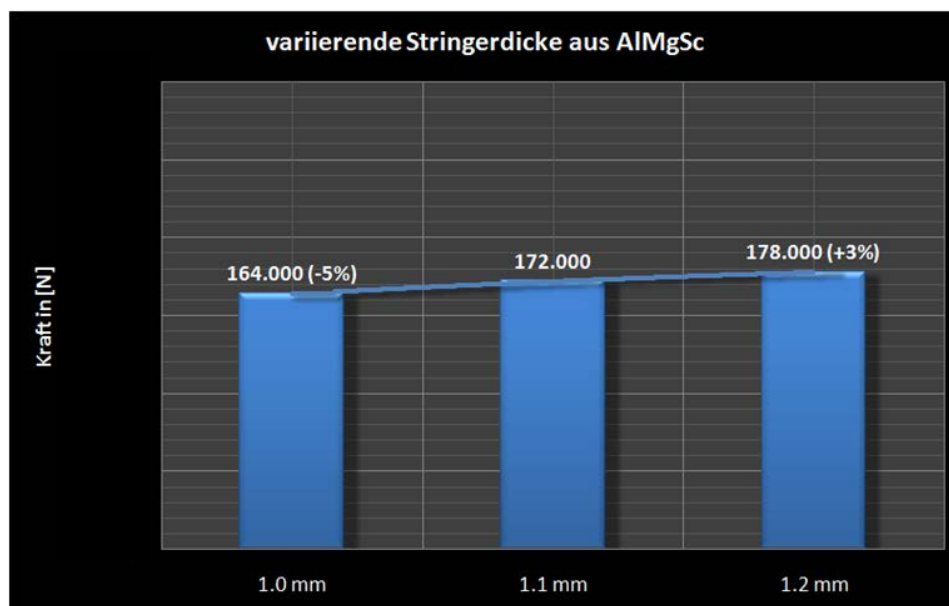


Abbildung 4: Stauchfestigkeit (FEM-Simulation) einer 2-Stringerprobe aus dem Werkstoff AlMgSc sowie deren Zunahme bei Aufdickung der Hut-Stringer-Gurtdicke.

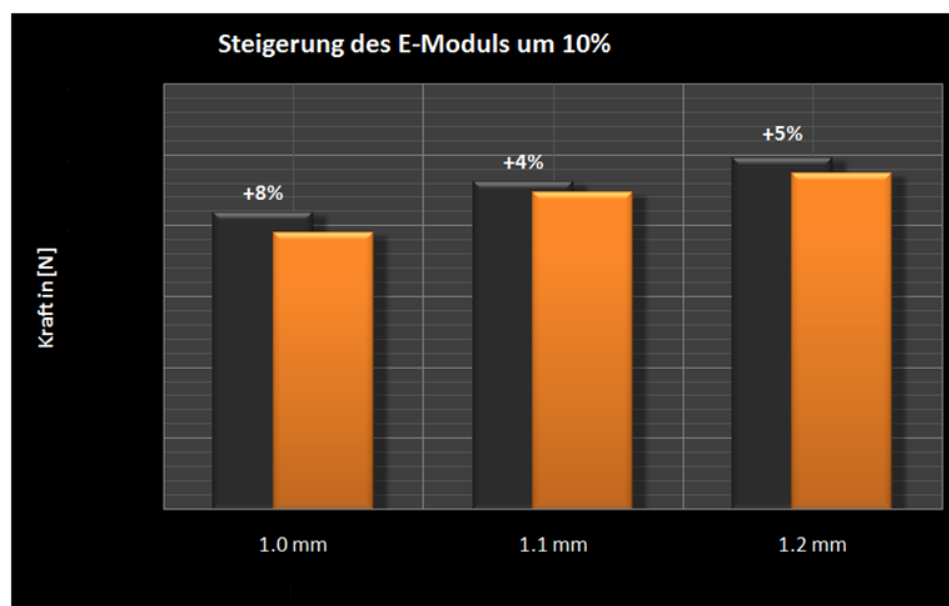


Abbildung 5: Stauchfestigkeit (FEM-Simulation) einer 2-Stringerprobe aus dem Werkstoff Al-Cu4MgAg sowie deren Zunahme bei Aufdickung der Hut-Stringer-Gurtdicke und Einfluss des E-Moduls.

Die um 50% gesteigerte Streckgrenze steigert die ertragbare Drucklast um ca. 30%, der potentiell additive Effekt des höheren E-moduls beträgt dahingegen nur ~ 2%. Somit kommt einer Streckgrenze bezogenen Festigkeitssteigerung bei der Werkstoffentwicklung eine vorrangige Rolle zu.

Abschließend wurden dann die simulierten Kennwerte noch gewichtsspezifisch interpretiert. Dem Werkstoff EN-AW2xxx mit einer Dichte von $2,xx \text{ g/cm}^3$ steht der leicht $R_{p0.2}$ -verbesserte AlMgSc-Werkstoff gegenüber. Seine Dichte beträgt $2,yy \text{ g/cm}^3$. Obwohl er nur eine Verbesserung der Streckgrenze von ca. 10% gegenüber der Legierung EN-AW5xxx aufweist, kann er gewichtsspezifisch den Al-Werkstoff 2xxx schon übertreffen.

Die 3. Säule in Abbildung 6 zeigt, wie wichtig es insbesondere ist, dass nicht nur der der Stringer-Werkstoff eine höhere Festigkeit besitzt. Dort wurde der Standard – L-L-Stringer mit einer Festigkeit von 530 MPa postuliert. Dies führt erwartungsgemäß zu einer Verbesserung, jedoch ist die Wirksamkeit begrenzt. Vielmehr muss auch der Hautwerkstoff immer mitertüchtigt werden, um so hohe Stauchlasten ertragen zu können.

Motiviert durch diese guten Simulationsergebnisse wurde nun begonnen, durch Realversuche die Ergebnisse zu reproduzieren bzw. abzusichern. Dazu wurden auf der auf der EADS IW-eigenen Festkörperlaser-Schweißanlage entsprechende Testmuster geschweißt. Nach der Parameterentwicklung und Überprüfung mittels Metallografie und Zugversuche erfolgte ein beidseitig gleichzeitiges Schweißen der Prüfkörper, wobei semi-industrielle Randbedingungen beachtet wurden (einfache & robuste Prozessführung ohne Einsatz von Schweißzusatzwerkstoff (gilt hier nur für die gut schweißbaren AlMgSc-werkstoffe).

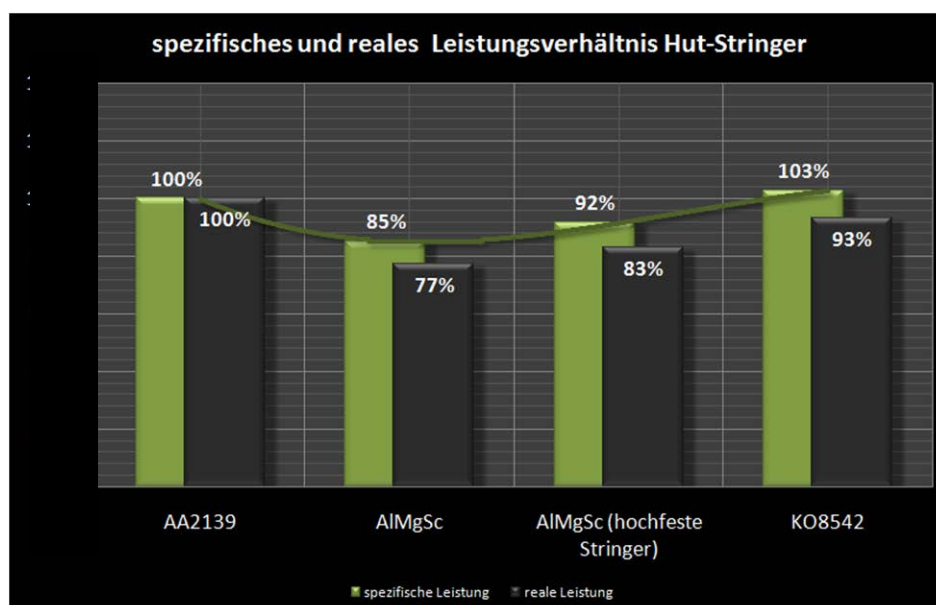


Abbildung 6: Gegenüberstellung verschiedener Al-Legierungen im virtuellen Druckversuch.

Dazu wurde eine Laserquelle (TRUMPF TruDisk 8002 Yb-YAG Scheibenlaser eingekoppelt in eine 200µm Lichtleitfaser) benutzt (Abbildung 8). Mittels eines Prismas wird noch in der Strahlquelle der Strahl in 2 Teilstrahlen aufgeteilt. So konnten beidseitig gleichzeitig die Hut-Stringer auf die AlMgSc-Haut der Demonstrationsteile geschweißt werden. Besonders fällt auf, dass diese Platinen nach dem Schweißen nur sehr geringe Verzüge zeigten. Nach dem Schweißen erfolgte eine Warmauslagerung.

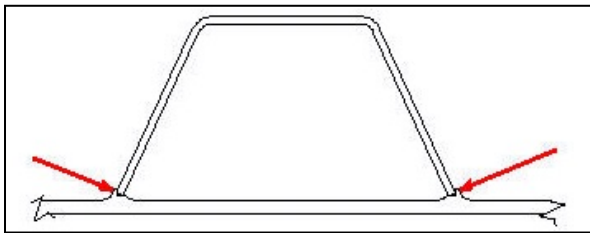


Abbildung 7: Beidseitig gleichzeitiges Laserstrahlschweißen von Hut-Stringern.

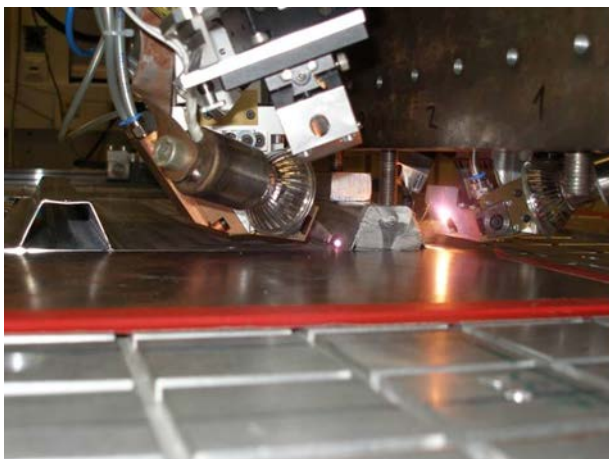


Abbildung 8: Hervorragende Laserstrahlschweißnahtausbildung (Oberraupe) nach dem beidseitig-gleichzeitig Schweißen & Laser geschweißte 2-Stringer-Stauchprobe.



Abbildung 9: Präparation der Stauchproben mit Kunststoffeinspannbereiche, Dehnmessstreifen und Kontrastspray-Oberfläche für die stereoskopische 3-D-Verformungsmessung.

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM AbschlussAbteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MSBericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 15

Nachfolgend wurden diese Proben in einer servo-hydraulischen Zug-Druck-Prüfmaschine der Fa. Zwick bis zum Kollaps staucht. Dazu mussten die Probenenden zur Absicherung der Einspannverhältnisse in Kunstharz eingegossen werden.

Verformung und Belastungs-Ist-Spannungen wurden mittels Dehnmess-Streifen und 3-D-verformungsvideografie festgehalten. Es zeigte sich, dass das Versagensverhalten in Realität und in der Simulation sehr gut übereinstimmen (Abbildung 10).



Abbildung 10: Hut-Stringer-Stauchproben des Werkstoffs EN-AW5xxx.



Abbildung 11: Gegenüberstellung der Werkstoffstreckgrenzen für 3 verschiedene Lasergeschweißte Hut-Stringer-Stauchproben und den gemessenen Stauchlasten.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 16

Bei der Analyse der ermittelten Kennwerte fällt auf, dass es zwischen dem Verhältnis der Streckgrenzen der Grundwerkstoffe (Abbildung 11) und den Verhältnis der ermittelten maximalen Stauchlasten große Ähnlichkeiten gibt. Dies gilt für den niedrig- & hochfesten Bereich! Der Streckgrenzenzuwachs von der Sc-freien AlMg_{4,5}Mn-Legierung 5083 hin zur verbesserten AlMgSc-Legierung kann mit sehr ähnlichem Verhältnis auch in der maximalen Stauchlast wiedergefunden werden.

Dies gilt ebenfalls bei der Betrachtung der Werkstoffe 5xxx ↔ 2xxx. Auch hier wird eine wird eine gesteigerte Streckgrenze direkt in die Verbesserung der final ertragbaren Stauchlast übersetzt. Somit erscheinen entwicklungstechnische Extrapolationen zumindest für den hier vorliegenden Fall relativ (geschweißte Hut-Stringer-Hautfeld Geometrie) einfach möglich.

Zusammenfassung

Hut-Stringer-Hautfeld-Bauweisenkonzepte sind in Laserstrahl-geschweißter Form sehr sehr attraktive Lösungen für zukünftige metallische Flugzeugrumpf-Bauweisen. Schon bei Verwendung des semi-industriell hergestellten AlMgSc-Materials sind Druckfestigkeitssteigerungen gegenüber der etablierten Schweißbauweise im A380-800 A380-800 erreichbar. Hieraus ergibt sich eine hohe Motivation, die Leistungsfähigkeit von AlMgSc-Legierungen weiter zu steigern. 10 – 20% mehr Streckgrenze, kombiniert mit sehr guter Korrosionsbeständigkeit würde zusätzliche erhebliche Leichtbaupotentiale erschließen können.

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Anhand der eben beschriebenen, erstaunlichen Eigenschafts-Proportionalität wurden dann die nächsten Entwicklungsziele innerhalb dieses ENWERUM-Teilprojekts festgeschrieben:

- Nachweis der Skalierbarkeit der Hautfeldfertigungstechnik (→ zukünftige Laser gestützte Schalenfertigung im AIRBUS (Premium Aerotec) Werks Nordenham
- Überprüfung der (virtuellen) Leistungsfähigkeit der geschweißten Hut-Stringer-Stringer-Schalenbauweise mittels numerischer Methoden bis auf Rumpftonnengröße → Schnelle Bewertungsmethoden (AP50)
- Stoßrichtung für die Werkstoffweiterentwicklung von AlMgSc-Werkstoffen mit den mit den Ziel höhere Festigkeit für Hautfelder & Stringer → Kap. 2.6 und 2.7

2.2 Hybride Werkstoffkonzepte für „Ermüdung, Rissfortschritt und Restfestigkeit“

Autorin: Dr. Blanka Lenczowski

Ziel

Im Rahmen dieses Teilprojektes (TP20) sollten Konzepte für die Entwicklung von leistungsfähigen Druckrumpfbereichen unter der Berücksichtigung der Auslegungskriterien Ermüdung und Schadenstoleranz erarbeitet werden. Hierfür betrachtete man verschiedene Schalenkomponenten, die neben den mechanischen Eigenschaften Dauer-

festigkeit, Rissfortschrittsverhalten und Restfestigkeit auch die technologischen Eigenschaften hinsichtlich des Korrosionsverhaltens und Oberflächenschutzes erfüllen sollten.

Das wesentliche Ziel des Teilprojektes war eine geschickte Werkstoffauswahl bzw. bzw. maßgeschneiderte Werkstoffentwicklung mit den entsprechenden Fügeprozessen (Nieten, Kleben) für die ausgewählten Prinzipbauteile bei gleichzeitiger Berücksichtigung der Bauteilgeometrie und Herstellungskosten. Ferner sollte hier nach Möglichkeit die Structural Health Monitoring (SHM) -Fähigkeit der Bauteile oder Halbzeuge integriert werden.

Es wurden insgesamt drei Hybrid-Konzepte in Abstimmung mit dem Airbus-Programm Programm MERGE verfolgt. Hierfür wurden anhand der potentiellen Anwendungen wie Türausschnitt und Spantstruktur neue maßgeschneiderte Konzepte der einzelnen Komponenten erarbeitet. Folgenden Punkte wurden bearbeitet:

- Hybrid Titanium Composite Laminate (HTCL) E. Hombergsmeier
- Ti/Al-Sprengplattieren F. Palm
- Koextrusion von Al mit SHM-Komponente U. Heckenberger

2.2.1 Hybrid Titanium Composite Laminate (HTCL)

Autorin: Elke Hombergsmeier

Ziel

Der Einsatz von Titan-verstärktem CFK Laminat (HTCL) (Abbildung 12) ermöglicht eine Effizienzsteigerung von klassischen Niet- oder Bolzenverbindungen in Flugzeugstrukturen aus CFK, ohne große Erhöhung der mechanischen Komplexität oder oder typischer Schädigungsphänomene wie geringe Lochleibung und Klemmkraftverlust.

Die gefügten hybriden Titan/Kohlefaserlaminat (HTCL) sind in drei Bereiche unterteilt: a) das vollständige Faser-Metall-Laminat (FML), b) die Fügestelle im FML und c) der gestufte Übergangsbereich des FML ins CFK. Für die Versuche wurden zwei verschiedene Laminataufbauten verwendet. Im Fokus der vorliegenden Untersuchung standen vor allem der Übergangsbereich sowie die Lochleibungseigenschaften des Laminats.

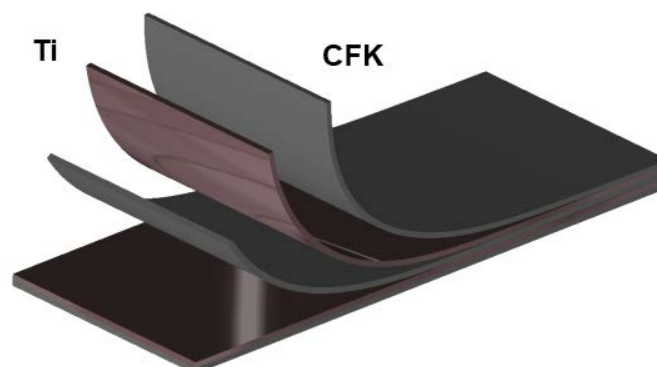


Abbildung 12: Typischer HTCL-Laminataufbau.

Ergebnisse

Laminataufbau

Das so genannte „2/3“ Laminat besteht aus zwei Schichten Titan und drei Schichten (bestehend aus jeweils zwei Lagen) mit Epoxidharz imprägnierten unidirektionalen Kohlefasergelegen. Der zweite Laminataufbau – das „3/4“ Laminat – wird aus drei Schichten Titanblech und vier Schichten eines quasi-isotropen CFK-Geleges (QI-CFK) hergestellt. Die Klebevorbehandlung des Titans erfolgte auf Basis von mechanischem Aufrauen (Korund Strahlen) und einer Sol-Gel-Schicht.

Lochleibungseigenschaften

Die Lochleibungseigenschaften des 2/3-HTCLs wurden experimentell ermittelt und ergaben eine maximale Streckgrenze von zirka 1050 MPa und eine Lochleibungsfestigkeit von 1350 MPa bei einem Randabstand zu Durchmesser Verhältnis e/d von 3. Der letzte Wert entspricht fast einer Verdopplung der maximalen Lochleibungsfestigkeit im Vergleich zu IQ-CFK (725 MPa). Die Lochleibungseigenschaften des 3/4 HTCLs ergaben sogar eine Festigkeit von 1470 MPa, d.h. eine Erhöhung um einen Faktor 2.2 im Vergleich zum QI-CFK. Ein deutliches Aufbrechen der Kohlefaser an der anliegenden Lochflanke steht im Kontrast zu dem FML-typischen gemeinsamen Beulen der Titanschichten. Die Lochleibungsfestigkeit des UD-HTCL liegt um 75 % höher als die des QI-CFK, während QI-HTCL nur ca. 10 % höher liegt als die des QI-CFK. Dieser Unterschied zwischen den HTCLs ist durch die unterschiedliche Faserausrichtung begründet.

Bei einem Vergleich der Lochleibungsfestigkeit von HTCL und CFK-QI bezogen auf das e/d Verhältnis ergibt sich kein signifikanter Unterschied (Abbildung 13 und Abbildung 14). Das optimale e/d Verhältnis für HTCL liegt bei 3 während das optimale e/d Verhältnis für QI-CFK 2.5 ist. Der Hauptunterschied zwischen dem Composite und dem HTCL liegt im Versagensverhalten. HTCL versagt bei e/d Verhältnissen < 3 unter Scherung, wie für FMLs typisch. Bei höheren e/d Verhältnissen nimmt diese Neigung ab. Im Gegensatz dazu zeigt QI-CFK mit progressiver Delamination ein deutlich unterschiedliches Versagensverhalten (Abbildung 15).

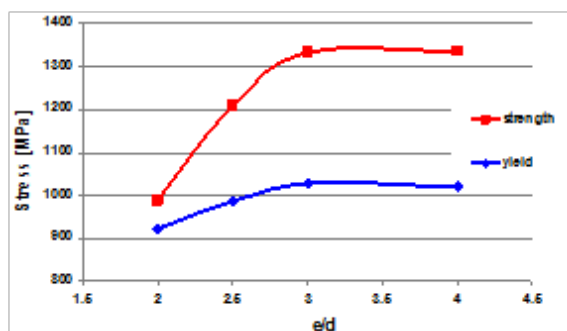


Abbildung 13: Lochleibungsfestigkeit in Abhän-

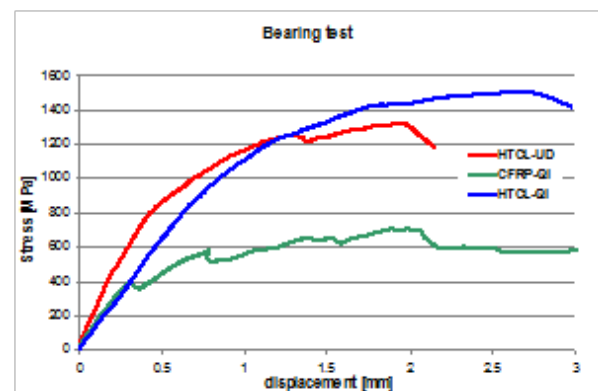


Abbildung 14: Lochleibungsfestigkeiten von

gigkeit vom Randabstand.

verschiedenen HTCL im Vergleich zu CFK.



Abbildung 15: Versagensverhalten von HTCL bei 80 bzw. 100 % statischer Festigkeit.

In Bezug auf die Auslegung sind jedoch die gewichtsspezifischen Eigenschaften des HTCL relevant (Abbildung 16). Die gewichtsspezifische Festigkeit des QI-HTCL HTCL liegt bei 543 [MPa*cm³/g] im Vergleich zu 451 [MPa*cm³/g] des QI-CFK. Der Einsatz von HTCL im Bereich von Fügezonen stellt sich also vor allem angesichts der Tatsache, dass nicht aufgedickt werden muss, als Verbesserung dar. Bei QI-CFK CFK muss aufgrund der geringeren gewichtsspezifischen Lochleibungsfestigkeit in in Fügebereichen aufgedickt werden, was anschließend zu Sekundärbiegung aufgrund von Exzentrizität führt. Die gewichtsspezifische Steifigkeit des HTCLs liefert leider keine Vorteile gegenüber dem QI-CFK.

Versagensverhalten des Übergangsbereichs

Ausgehend von den Ti-Ausläufern in der Übergangsregion, wo besonders an den Spitzen der einzelnen Schichten ein Spannungsüberbrückungsmechanismus auftritt, wurde sowohl die Initiierung der Delamination als auch deren Fortschritt auf Basis der Digital Image Korrelation (DIC) erfasst. Dabei wurde der Steifigkeitsunterschied zwischen dem eliminierten Bereich und dem intakten HTCL mit Hilfe einer optischen Dehnungsmessung zur Bestimmung des eliminierten Bereiches genutzt. Die Dehnung kann hierbei mittels DIC sehr genau gemessen werden, indem ein Bild der Probenoberfläche im belasteten Zustand mit einem unbelasteten „Nullbild“ der Probe verglichen wird. Anhand der Zyklen, die die Probe erträgt, ist es möglich, die jeweiligen Werte für die E-Module verschiedener Bereiche zu ermitteln und damit eine Aussage über entstandene Delamination zu erhalten. Steifigkeitssprünge zwischen dem CFK und dem Beginn des HTCL sind damit deutlich erkennbar und über die Zeit fortlaufend, was auf Delamination hinweist. Die Versuche, welche in Kooperation mit der Technischen Universität Delft durchgeführt wurden, zeigten zwar die Anwendbarkeit dieser Technologie, warfen aber Fragen bzgl. der Analyse der Ergebnisse auf. Möglicherweise sorgen hohe Eigenspannungen im Laminat für eine Verzerrung im Referenzbild.

Aufgrund der höheren Dehnung, die bei der Delamination festgestellt wurde, ist ein Delaminationsbereich bei 320.000 Zyklen in der Übergangsregion erkennbar (Abbildung 17). Dieser Effekt ist mithilfe verschiedener Farben in den Bildern gut sichtbar dargestellt, allerdings ist er in Form von Diagrammen nur schwerer zu erken-

nen. Eine größere Amplitude des Signals zeigt sich normalerweise, wenn eine Delamination im HTCL beginnt. Dieser Effekt war aber in den durchgeführten Messungen leider nicht erkennbar.

Weiterhin wurde das Verhalten der HTCLs in mechanischen Versuchen mit der thermoelastischen Spannungsanalyse bewertet. Dabei wird der Effekt genutzt, dass es unter Belastung des Faser/Epoxy/Metall-Laminats zu Reibung zwischen den delaminierten Schichten und damit auch zu Wärmeentwicklung im Bereich der Delaminationen kommt. Die Bildreihen (Abbildung 18) zeigen ein allererstes Belasten und die Entstehung des Schadens. Es war aber nicht möglich, die Größe dieses Bereiches und den exakten Delaminationsfortschritt zu bestimmen.

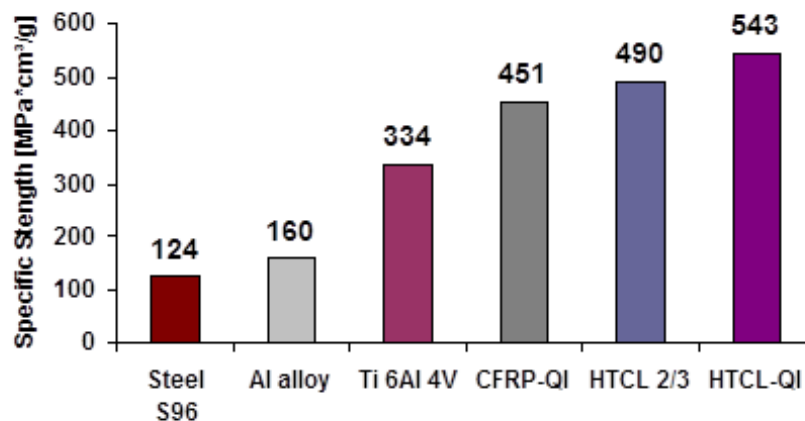


Abbildung 16: Spezifische Lochleibungsfestigkeit im Vergleich.

Interfaceeigenschaften des HTCL

Für die FE-Berechnung der HTCL Eigenschaften ist die (experimentelle) Bestimmung der Abschäl- (Mode I) und Abscherenergie (Mode II) notwendig um die Literaturwerte zu verifizieren bzw. zu ergänzen. Zur Bestimmung der Energiefreisetzungsrate entsprechend der Versagensmechanismen von CFK und HTCL wurden G_{Ic} - und G_{IIc} -Versuche eines CFK-CFK und eines Titan-CFK Systems durchgeführt. Mithilfe der interlaminaren Rissenergiefreisetzungsrates des HTCLs lässt sich auf die Adhäsionsqualität der Titan-/CFK Schnittstelle schließen. Alle Versuche wurden nach Airbus-Norm durchgeführt.

Der Double Cantilever Beam Test (DCB) ist eine Testmethode, die dazu dient, die interlaminare Rissenergiefreisetzungsrates unter Zugbelastung (Öffnungsmodus, Mode I) zu messen. Der Rissstarter war ein PTFE Film (0,02 bis 0,03 mm dick) bei einer nominalen Delaminationslänge von 25 mm entlang der Belastungsrichtung. Das Ziel war es, die Rissenergiefreisetzungsrates eines CFK-CFK und eines CFK-Titan Titan Systems zu bestimmen. Der Test misst die Energie, die notwendig ist, um interlaminare Risse zwischen zwei CFK-Lagen, beziehungsweise zwischen einer CFK-CFK-Lage und einem dünnen Titanblech zu erzeugen. Die G_{Ic} -Werte wurden unter Verwendung der Area-Methode berechnet, wobei G_{Ic} die Fläche unter dem Kraft-Weg Diagramm darstellt (Abbildung 19).

Für die G_{Ic} Versuche hatte jede Probe eine Geometrie von 25 mm Breite, 250 mm Länge und 6,2 mm Dicke. Um herauszufinden, ob die Faserrichtung einen Einfluss auf den Rissfortschritt hat, wurden Proben mit Kohlefasern in 0° - und 90° -Richtung untersucht. Die Seiten der Proben wurden mit einer dünnen, weiß eingefärbten Lackschicht bestrichen, damit die Rissgeometrien unter einem optischen Mikroskop besser sichtbar waren. Bei allen Proben entwickelte sich der Riss zuerst am PTFE-Film und wuchs dann weiter zu dem beobachteten Mode I-Versagen.

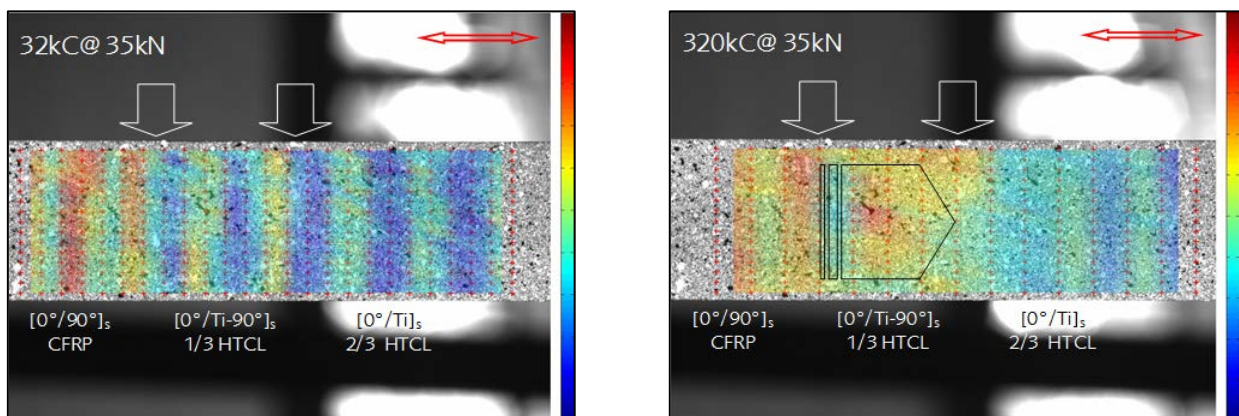


Abbildung 17: Fortschreitende Delamination bei zyklischer Belastung: DIC.

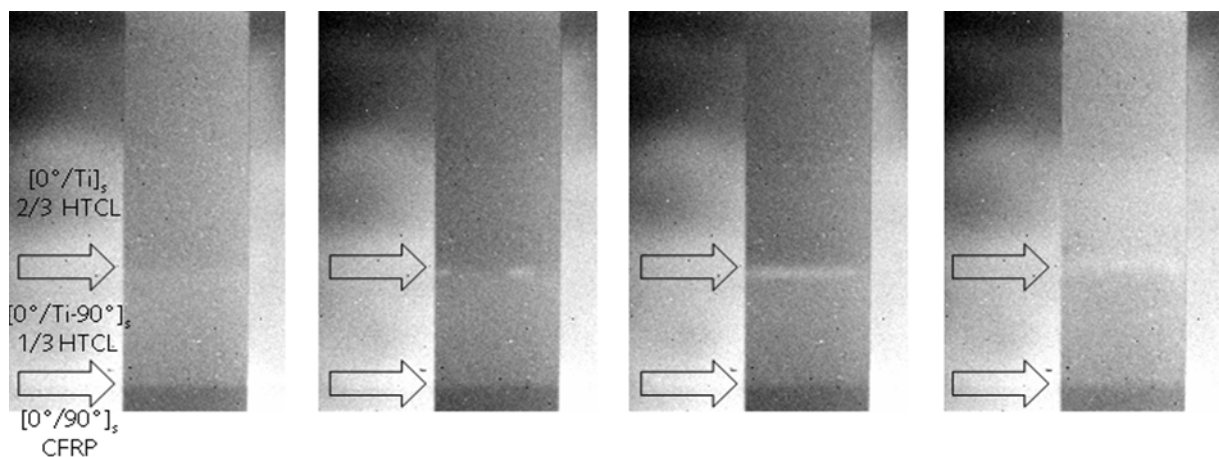


Abbildung 18: Delaminationsentwicklung im HTCL: Thermoelastische Spannungsanalyse.

Die Ergebnisse der Mode I-Versuche sind in Abbildung 19 dargestellt. Die Mittelwerte für jede Probenserie werden in Abbildung 21 gezeigt. Die niedrigsten G_{Ic} -Werte wurden für die CFK-CFK Proben beobachtet. Dies steht im Gegensatz zu den anfänglichen Erwartungen an diese Experimente. Normalerweise sollte eine höhere Rissenergiefreisetzungsrates für die CFK-CFK Proben, als für die Ti-CFK Proben vorliegen. Ursache für diese Abweichung könnten aber auch Qualitätsprobleme in der Herstellung der Proben oder die stark unterschiedliche Steifigkeit von CFK und Titan sein, so dass die Ti-Proben höhere Lasten und Verschiebungen durch Plastizitätseffekte ertragen und damit auch höhere G_{Ic} -Werte aufweisen könnten.

Nach Durchführung der Mode I-Versuche wurden die Proben aufgeschnitten, um einen 35 mm Riss und eine Gesamtlänge von mindestens 110 mm zu erhalten. Diese vorgeschädigten Proben wurden in einem Drei-Punkt-Biegeversuch bis zum Beginn des Rissfortschritts belastet. Die Mode II-Belastung wurde somit durch eine End Notched Flexure-Prüfung realisiert. Die Rissenergiefreisetzungsrates wird aus der Anfangsrislänge und dem Kraft-Weg-Diagramm berechnet.

Die Ergebnisse aller Mode II-Versuche sind in Abbildung 20 gezeigt. In Abbildung 21 sind die Mittelwerte für alle Probenserien dargestellt. Wie erwartet liegen die Werte der Mode II-Belastung deutlich über denen der Mode I-Belastung. Da die Verbindung zwischen dem Titan und dem CFK durch das Harz des Faserverbundes bereitgestellt wird, macht es Sinn, dass eine größere Energie für die Belastung unter Schub als für die Belastung unter Zug aufgewendet werden muss (Reaktionsharze übertragen den größten Anteil der Lasten als Schublasten). Ein wichtiger Effekt wurde auch bei den unterschiedlichen Werten für unterschiedliche Faserausrichtungen in den Proben beobachtet. Die Fasern tragen in 90° Richtung deutlich weniger Schublasten als die Fasern in 0°-Richtung.

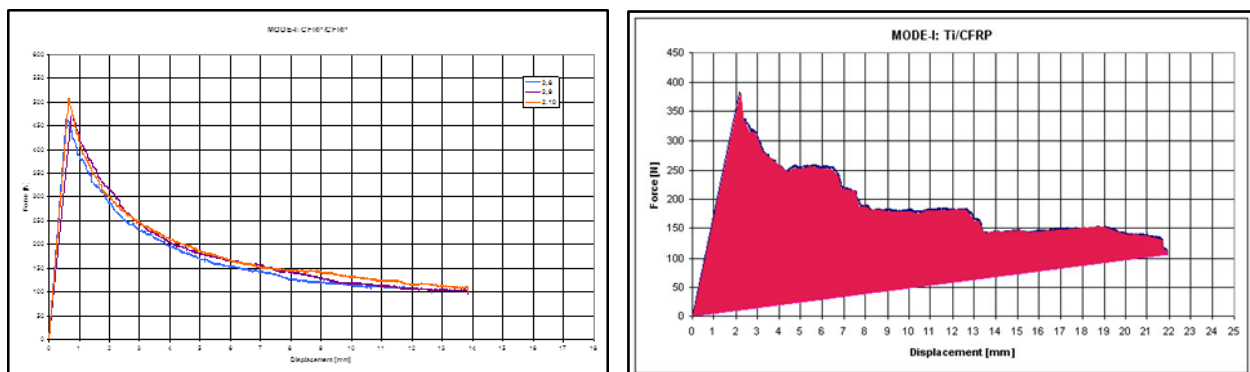


Abbildung 19: Grenzschichtkennwerte unter Mode I Belastung (HTCL und CFK).

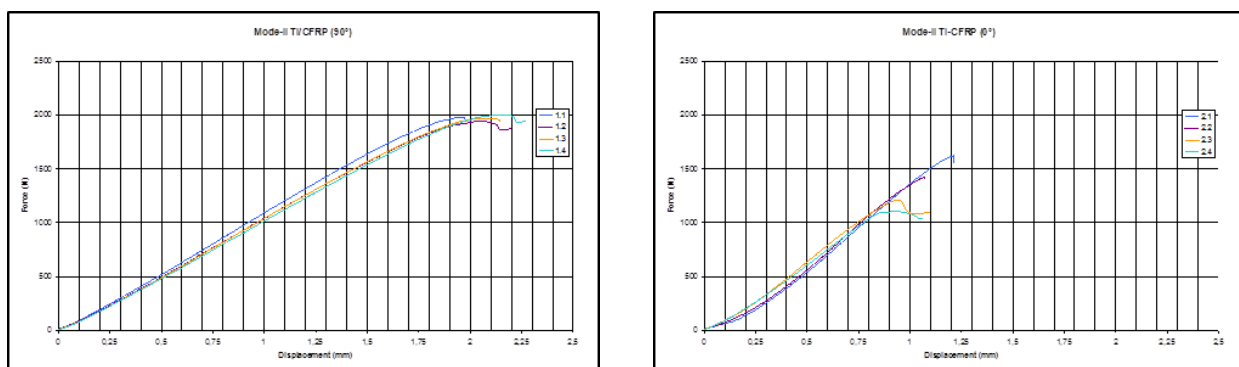


Abbildung 20: Grenzschichtkennwerte unter Mode II Belastung (HTCL).

Die Finite Element Modellierung in ABAQUS, durchgeführt mit unterschiedlichen Arten von Elementen, zeigt sowohl im linear-elastischen Bereich für Schalen- sowie 3D-Elemente (Abbildung 22, Abbildung 23), als auch im nicht-linearen Bereich bis Erreichen der maximalen Lochleibungsfestigkeit für 3D-Elemente eine sehr gute Korrelation

mit dem Experiment (Abbildung 23). Auch erste Schadensentstehung ist in der simulierten Kurve deutlich zu erkennen.

Zusammenfassung

Im Rahmen des Teilprojekts Hybrid Titanium Composite Laminates (HTCL) wurde eine Potentialbewertung und Optimierung von Titan/CFK-Verbindungsstellen (Titan/CFK-Laminaten) durchgeführt. Von typischen Laminaten wurde das Verhalten simuliert, experimentellen Kennwerten gegenübergestellt und mit reinen CFK-Laminaten verglichen. Darüber hinaus wurde das zyklische Delaminationsverhalten im Übergangsbereich mittels verschiedener Methoden untersucht.

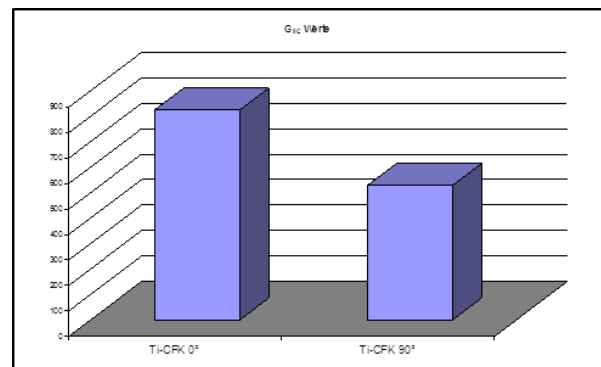
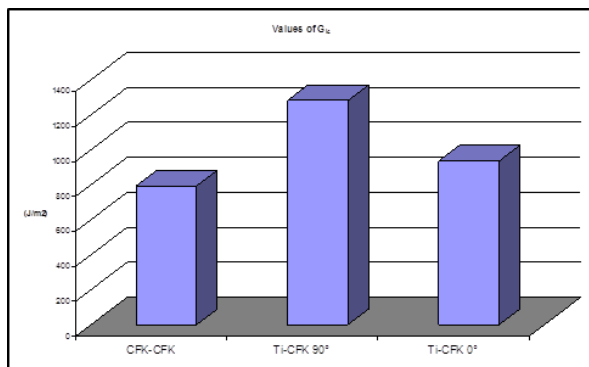


Abbildung 21: Zusammenfassung der Grenzschichtkennwerte unter Mode I und Mode II Belastung.

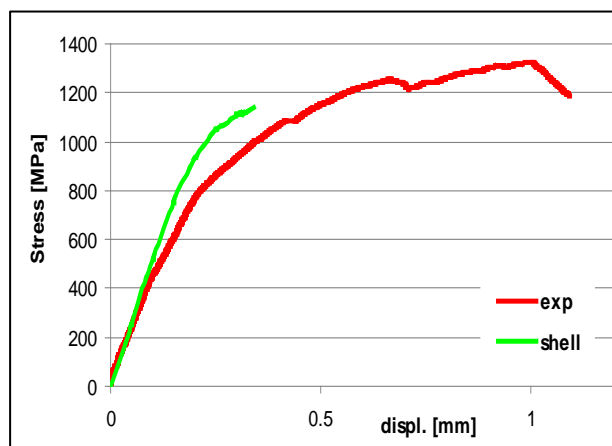


Abbildung 22: Available model with shell elements

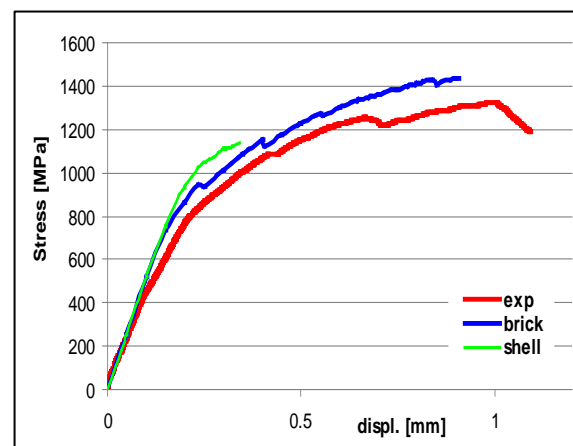


Abbildung 23: Modified model with brick elements

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Nach Abstimmung mit Airbus wurden im Rahmen der Projektverlängerung die Prioritäten verstärkt in Richtung des metallischen Rumpfes und damit der rein metallischen Technologien wie z.B. AlLi und AlMgSc verschoben. Diese Randbedingung führte dazu,

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 24

dass das Hybridthema „Hybrid Titanium Composite Laminates“ (HTCL) bereits vorzeitig bei EADS Innovation Works beendet wurde und nicht mehr im Rahmen von ENWERUM weitergeführt wurde.

Es ist nun geplant, das Thema in neue Forschungsvorhaben, deren Schwerpunkt eher eher im Bereich der CFK- oder Hybridtechnologie liegt einzubringen. Aufbauend auf auf dem Thema HTCL sind zukünftig nicht nur ebene metallische Verstärkungsbleche zur Verbesserung der Lochleibungseigenschaften von Interesse, sondern vor allem eine dreidimensionale Verankerung der metallischen Verstärkungselemente mit den CFK-Komponenten. Dies dient hauptsächlich der Erhöhung der Schadenstoleranz von Verbindungen zwischen CFK und Metall sowie geklebten CFK-Bauteilen.

2.2.2 Ti/Al-Sprengplattieren

Autor: F. Palm

Ziel

Neuartige Flugzeugdruckrumpfkonzepete basieren auf der intensiven Verwendung von von kohlefaserverstärktem Duroplast-Kunststoff (CFK). Die Boeing 787 und der Airbus Airbus A350XWB sind hierfür gute Beispiele. Dabei werden nicht nur die Haut und Stringer aus CFK hergestellt und mit einander verklebt, sondern auch die die Spante in Spante in CFK gefertigt und mit beiden anderen Elementen vernietet (Abbildung 24). 24).



Abbildung 24: Differential aufgebauter CFK-Spant in der Boeing B787.

Trotz guter Leichtbaueigenschaften sind solche Konzepte im Unterschalenbereich des Druckrumpfs wegen Ihrer inhärenten hohen Steifigkeit eher unerwünscht, da bei Crash-Beanspruchung kaum Energie über Verformung absorbiert werden kann. Wünschenswert wären somit metallische Spant-Strukturen, bei denen Verformung vor Bruch im Falle eines Unfalls die Insassen besser schützen könnte. Normalerweise würde man dann solche Spante als integrale Lösung aus Titan-Legierungen (Schmiedepplatten) herausfräsen, da hier eine hohe werkstofftechnische Verträglichkeit mit der CFK-Grundstruktur besteht. Insbesondere das galvanische Korrosionsverhalten zwischen Ti ⇔ CFK gilt als unproblematisch, wohingegen eine Al-Spant-Lösung, obwohl struktur-

und kostentechnisch die bei weitem beste Variante, nur unter großem Aufwand (komplette elektrische Ab-Isolierung an den Kontaktstellen zum CFK) darstellbar wäre. Als Konsequenz aus diesen Randbedingungen wurde die Idee eines Hybrid-Metallspants geboren, der am Interface zum CFK aus Ti (keine oder nur geringe Korrosionsproblematik) und im Bereich der Tragstruktur aus Al-Werkstoff besteht (Abbildung 25).

Das dafür notwendige, plattenförmige Halbzeug muss eine gute Verbindung entlang der Grenzfläche Ti \leftrightarrow Al aufweisen, da sonst die Verwendung als Primärstrukturkomponente unmöglich würde. Aus Leichtbaugründen wird eine stoffschlüssige Verbindung angestrebt, bei der ermüdungskritische Bohrungen, wie in einer genieteten Lösung, unnötig wären. Die gleiche Problematik erschwert die Herstellung über Walzplattieren, da die notwendigen Temperaturen zur Beseitigung/Auflösung der Deckschichtproblematik zwischen Al \leftrightarrow Ti wegen der maximalen thermischen Belastbarkeit der Al-Platte nicht erreichbar sind (mindestens 700 – 750°C).

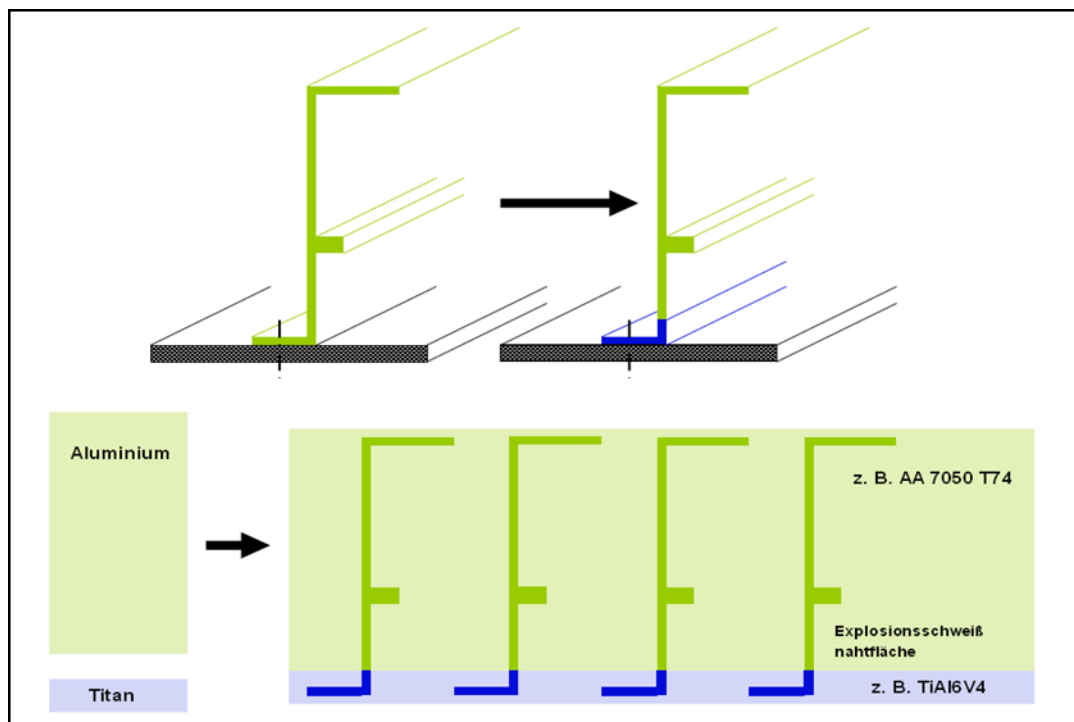


Abbildung 25: Ti-Al-Hybridspant in integraler Bauweise hergestellt aus einer Verbundwerkstoffplatte (vorzugweise explosionsschweiß).

Die flächige Verbindung wäre prinzipiell auch durch Kleben oder Löten machbar. In In beiden Fällen sind aber die erzielbaren Verbindungsfestigkeiten (zu) gering. Noch dazu gibt es für solche Ti-Al Mischverbindungen kaum Erfahrungen, da das Strukturkleben für Titan-Legierungen (aus Airbus Sicht) nicht qualifiziert ist, und das Hochtemperatur-Festigkeitslöten für Al-Werkstoffe wegen der äußerst stabilen Oxidschicht auf den Al-Legierungen eine geringen Reifegrad hat und folglich ebenfalls in Luft- und Raumfahrttechnik kaum Anwendungen findet.

Somit fiel die Wahl auf das Hochenergie-Verfahren Explosionsschweißen, von dem dem bekannt ist, dass es zum flächigen Verbinden von unterschiedlichen Metallen ge-

nutzt werden kann. Da kaum Literatur zum spreng-gestützten Aufplattieren von Ti-Blech auf Al-Platten zu finden war, sollte die Machbarkeit an Hand von realen Versuchen überprüft werden. Mit der Fa. Dyna-Energetics (heute ein Teil der US-Firma DMC (www.dynamicmaterials.com)) gibt es eine deutsche Firma in Burbach, NRW, die dazu kontaktiert wurde und mit der dann die Versuche in deren Entwicklungszentrum durchgeführt wurden.

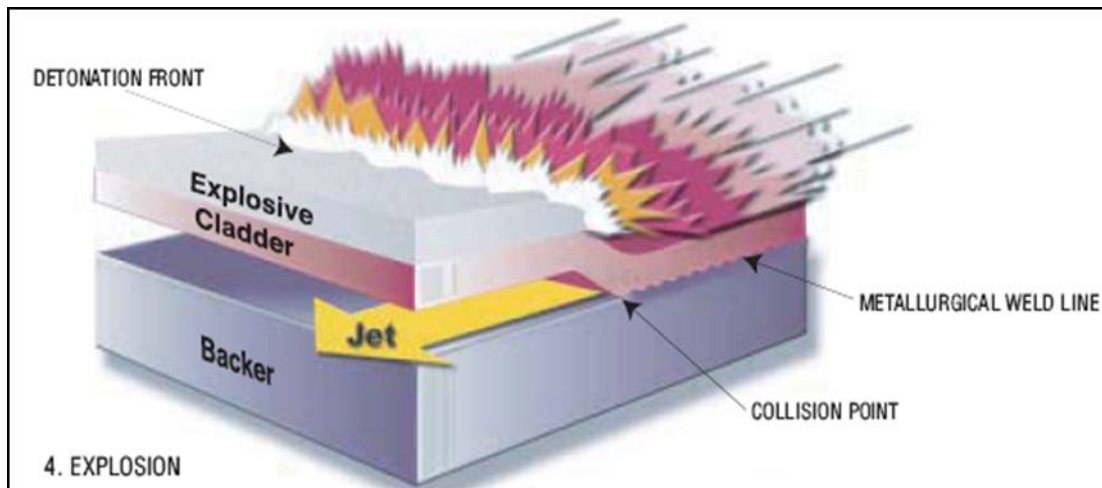


Abbildung 26: Schematische Darstellung der Prozesstechnik beim Explosions-schweißen .

Ergebnisse

Für die Versuche wurde ein Rein-Titan Blech (3.7035 = Grade 2) beschafft. Als Al-Platte wurde eine 44,5 mm dicke AlCuLi1MgAgZr-Legierung (EN-AW2xxx) bereitgestellt. Dieser Al-Luftfahrtwerkstofftyp kann im ausgelagerten Zustand (T8) Festigkeiten von bis zu 600 MPa erreichen und war somit ein guter Gradmesser für die technologische Machbarkeit. Für die Sprengung wurde eine 400 x 400 mm große Probe definiert und bei Dyna-Energetics nach eigenen Prozessparametern gesprengt (Abbildung 26). Der markierte Randbereich zeigt die Zone, in der die Verbindungsbildung in der Regel nicht funktioniert, da keine „energetische Einschnürung“ (freie Kanten) möglich ist.

Die entnommenen Probenmuster (Abbildung 27) wurden mittels Metallografie und Kopfabzugsprüfung sowie mittels Seitenbiegeversuche auf Ihre Verbindungsgüte hin kontrolliert. Nach Begutachtung im polierten Schliff (Abbildung 28), die eine durchweg komplette Anbindung zeigte, erfolgte das gleiche Prozedere nach dem Ätzen der Schliffproben.

Bei genauerem Betrachten der polierten Schliffe erkennt man deutlich eine Übergangszone, in der der Hochenergetische Plasma-Jet Material entlang der Grenzfläche verdrängt und gleichzeitig thermisch eine Legierungsbildung zwischen Titan und Al-Werkstoff stimuliert (Ausbildung von intermetallischen Phasen, aller Voraussicht nach Ti_xAl_y -Phasen). Diese konnte mittels Härtemessung (→ leichte Aufhärtung (s. Abbildung 29) indirekt nachgewiesen werden.

Der angeätzte Zustand lässt die Phasenbildung entlang der Grenzfläche ebenfalls gut erkennen. Dem gegenüber ist die AlCuLi-Platte durch ein ausgeprägt zelliges

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 27

Gefüge gekennzeichnet und man sieht entlang der grenzflächennahen Werkstoffzone ein stark gestörtes Gefüge, wo offensichtlich eine hohe Anzahl von Versetzungen und Abgleitungen den AlCuLi-Mischkristall verändern.

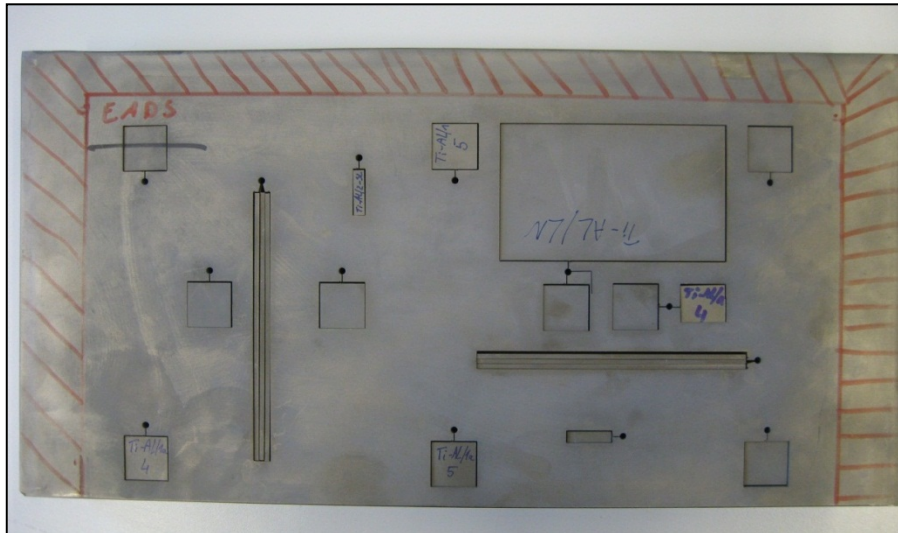


Abbildung 27: 2/3 der gesprengten Platte aus Ti + EN-AW2xxx mit markierter (erodierter Probenentnahme).

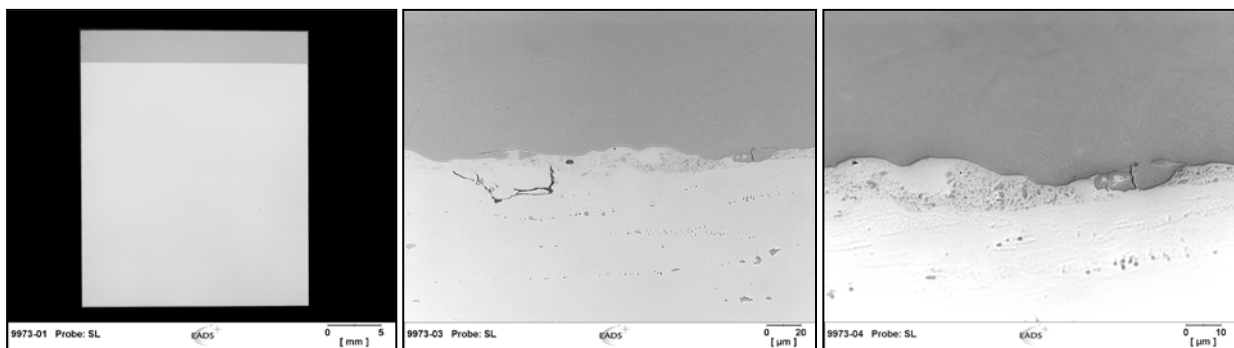


Abbildung 28: Exemplarische Zusammenstellung der Verbindungsgüte der explosionsgeschweißten Mischverbindung Ti-Al₂xxx.

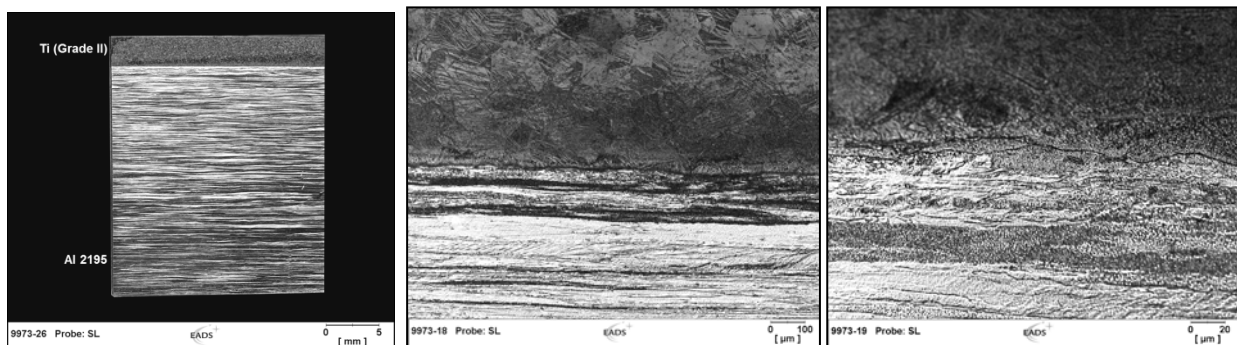


Abbildung 29: Exemplarische Zusammenstellung Verbindungsgüte der explosionsgeschweißten Mischverbindung Ti-Al₂xxx.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 29

Es ist anzunehmen, dass diese etwas ungewöhnliche Sub-Struktur aufgrund des Hochenergie-Impacts während der Sprengung entstanden ist. Sie geht aber nicht einher mit einer starken Verfestigung, da die Härtewerte auch in der Randzone (Abbildung 30) nahezu gleiche Größen aufweisen wie die im AlCuLi-Grundwerkstoff.

Nach der Überprüfung der Grenzflächenfestigkeit im wie geschweißten Zustand (also ohne Warmauslagerung, um den Al-Werkstoff auf maximale Festigkeit zu bringen) mittels Kopfabzugsversuche war klar, dass die Verbindungsgüte auf hohem Niveau liegt, jedoch gewisse Schwankungen noch festzustellen sind (Tabelle 1). Die Proben zeigten zusätzlich eine deutliche Verformung vor Bruch, was auch die Unterschiede zwischen Bruchlast und abgeleiteter Streckgrenze erklärt. Probengeometrie bedingt muss jedoch der Streckgrenzenwert $X_{p0,2}$, weil nicht DIN konform, mit Vorsicht genossen werden.

Zu prüftechnischen Vorgehensweise gibt es aber bei EADS IW große Erfahrung, da mit der Messmethode die Bindefestigkeit von galvanisch abgeschiedenen Nickel auf Cu-Substraten für die Raketenbrennkammern der ARIANE V Rakete überprüft und kontrolliert werden (und dies schon seit ca. 20 Jahren).

Die metallografische Überprüfung der Bruchlagen (Abbildung 31) zeigt, dass das Versagen in der Grenzfläche entlang der beobachteten Phasensäume stattfindet (= Aufhärtungszone).

Weitere Untersuchungen hinsichtlich des dynamischen und korrosiven Verhaltens wurden nicht (mehr) durchgeführt.

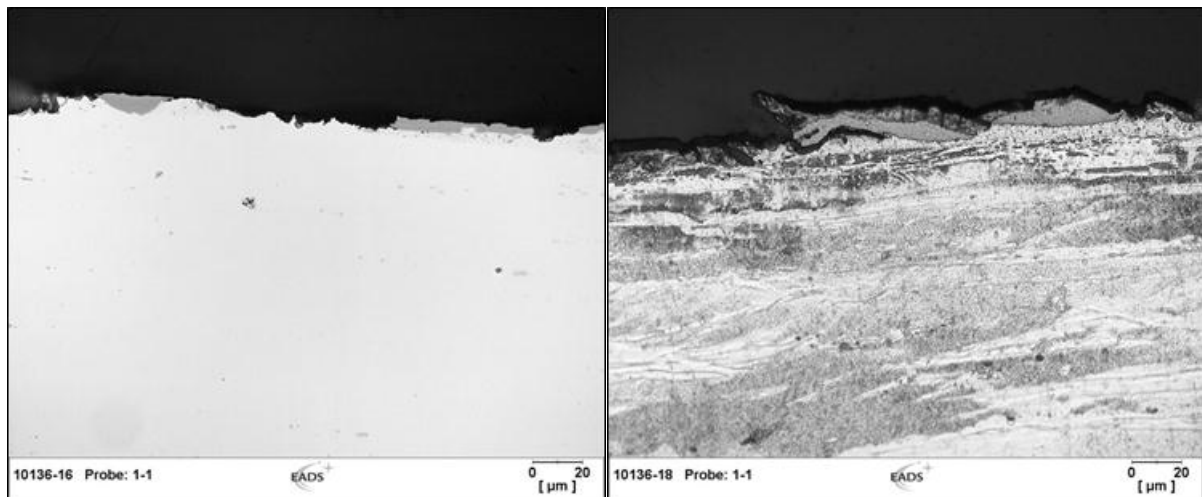


Abbildung 31: Versagenszone ⇔ Bruchlage nach Bindefestigkeitsprüfung explosionsgeschweißter Ti – Al₂xxx.

Zusammenfassung

Es ist möglich mittels Sprengplattieren Ti- Blech auf eine Al-Platte aus hochfesten Luftfahrtwerkstoff zu plattieren. Die Verbindungseigenschaften sind vielversprechend, bedürfen jedoch einer Weiterentwicklung und Optimierung. Unklar ist, ob auch das höher-

festes TiAl6V4-Material (3.7164) ebenfalls plattierbar ist, da diese Legierung ein deutlich schlechteres Umformvermögen besitzt als Rein-Titan.

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Vorerst sind keine weiteren Untersuchungen geplant. Ein zusätzlich initiiertes Entwicklungsprojekt über die industrielle Gemeinschaftsforschung im Rahmen der AiF (Arbeitskreise industrieller Forschungsvereinigungen) kam leider wegen mangelnder Umsetzungsperspektive nicht zustande. Hierzu sind klare Signale des Nutzers (z.B. AIRBUS) notwendig.

2.2.3 Koextrusion von Al mit SHM-Komponente

Autorin: Ulrike C. Heckenberger

Ziel

Für das in TP30 betrachtete Konzept der Strukturüberwachung von Aluminium-Versteifungselementen wie Stringern oder Spanten durch koextrudierte Drähte wurde ein Extrusionswerkzeug ausgelegt, hergestellt und kontinuierlich optimiert.

Ergebnisse

Herangezogen wurde dafür die typische Geometrie eines Integralspantes. Bei der Positionierung der Drähte wurde sowohl den Anforderungen an die Endkontur eines Spantes als auch einer möglichst unproblematischen Herstellung durch das Extrudieren Rechnung getragen. Wegen der nach dem Strangpressen stattfindenden Bearbeitung z.B. mit Durchbrüchen für Stringer und einer variierenden Höhe des Spantes, darf der Draht weder im Innen- noch im Außengurt liegen. Um Risse zu detektieren, die von diesen Durchbrüchen ausgehen, wurde ein Draht im Mittelgurt platziert. Ein zweiter Draht wurde in den Steg in die Nähe des Innengurtes gelegt, wobei ein möglichst symmetrischer Aufbau angestrebt wurde, um ein Verziehen beim Strangpressen oder der Wärmebehandlung zu vermeiden.



Abbildung 32: Draht in Mittelgurt wegen nicht optimierten Masseflusses nach unten verschoben.

Bei den verschiedenen Presskampagnen wurde die Strangpressmatrize bzgl. des Masseflusses weiter optimiert. So können je nach Auslegung des Einlaufes, die

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 31

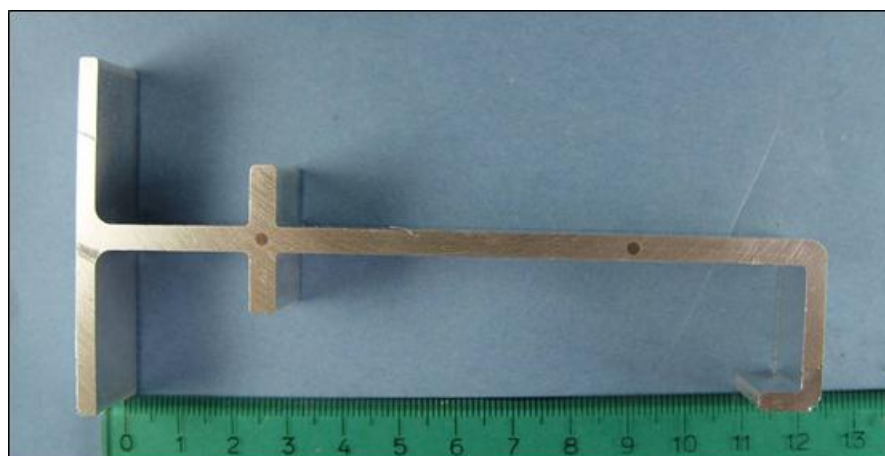
Scherkräfte an dem Draht so groß werden, dass dieser verschoben wird, oder sogar reißt, vgl. Abbildung 32.

Eine andere Fehlerquelle bei der Auslegung des Werkzeugs ist die Wahl des Durchmessers der Drahtdurchführung. Wird diese zu groß gewählt, dann kann der Kraftschluss zwischen Aluminium-Matrix und Draht so gering werden, dass kein Lastübertrag von der Matrix in den Draht stattfindet und bei der Zugprüfung der Draht intakt bleibt, vgl. Abbildung 33.



Abbildung 33: Getestete Zugproben; wegen zu großer Drahtdurchführung der Strangpressmatrize zu geringer Lastübertrag auf den Draht.

Es wurden aber auch erfolgreiche Presskampagnen sowohl mit Nivaflex- als auch mit Titan-Draht durchgeführt. In Abbildung 34 ist beispielhaft ein Profil gezeigt, bei dem sich beide Drähte an den gewünschten Positionen befinden.



EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 32

Abbildung 34: Profil einer erfolgreichen Strangpressung, Drähte an den gewünschten Positionen.

Zusammenfassung

Es lässt sich zusammenfassend festhalten, dass die Strangpressmatrize durch geeignetes Lenken der Masseflüsse im Einlaufbereich so weit optimiert werden konnte, konnte, dass ein guter Kraftschluss zwischen Draht und Matrix gewährleistet ist, und und dass sich die Drähte an den gewünschten Positionen befinden. Für einen Einsatz als Bauteil wären aber noch weitere Feinarbeiten notwendig, um auch eine Rechtwinkligkeit zwischen dem Steg und den Gurten zu erzielen.

2.3 Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit des *Structural Health Monitoring* (SHM)

Autorin: Ulrike C. Heckenberger

Ziel

Das Teilprojekt TP30 befasst sich mit der Untersuchung und Entwicklung von Methoden zur Zustandsüberwachung der Struktur mit Hilfe von Sensoren, die permanent in/an der Struktur verbleiben (engl.: structural health monitoring, SHM). Diese integrierten Sensoren bieten der konventionellen zerstörungsfreien Prüfung gegenüber zwei Vorteile:

1. Die Sensoren können in Bereiche integriert werden, die im In-Service Betrieb gar nicht oder nur mit großem Aufwand zugänglich sind.
2. Die Sensoren können zu beliebigen Zeitpunkten abgefragt werden. D.h. der Zustand der Struktur kann nach Bedarf auch permanent überwacht werden.

Mit konventionellen zerstörungsfreien Testmethoden lässt sich z.B. von außen die Integrität eines Versteifungselementes über einem gerissenen Hautfeld nicht prüfen, so dass bei der Auslegung der Strukturen von einem gebrochenen Stringer oder Spant ausgegangen werden muss. Eine kontinuierliche Überwachung des Stringers bietet daher eine Möglichkeit, die Designkriterien so verändern, dass höhere Lasten in der Struktur zugelassen werden können und damit Gewicht eingespart werden kann.

Im Rahmen dieses Vorhabens wurde die Möglichkeit der Überwachung eines Versteifungselementes mit einem integrierten Draht untersucht. Der Draht fungiert dabei zum einen als Wellenleiter für das SHM Signal, und zum anderen als Verstärkungselement. Die Zusatzfunktionalität als Verstärkungselement wurde gewählt, da sich ansonsten das Gesamtziel der Gewichtseinsparung kaum realisieren lässt.

Wegen der Funktion als Wellenleiter dürfen die Drähte weder während des Strangpressens noch bei den nachfolgenden Prozessschritten wie z.B. der Wärmebehandlung oder dem Streckbiegen auf die Rumpfkontur reißen.

Ergebnisse

Der Überwachung der Versteifungselemente mit koextrudierten Drähten, liegt die Idee zugrunde, dass sich durch die Wirkung der Drähte als Wellenleiter das Ultraschall-

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

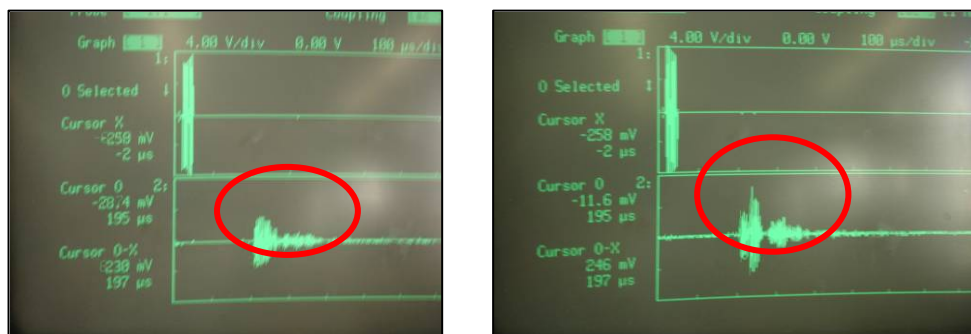
 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 33

signal über wesentlich längere Distanzen aufrechterhalten lässt als in dem Profil selbst. Ohne diese Wirkung würden sich die Ultraschallwellen sehr schnell in das gesamte Profil ausbreiten und dissipieren, so dass die Signaldichte nach einer kurzen Strecke so weit abgenommen hätte, dass kein Signal mehr empfangen und analysiert werden könnte.

Mit Hilfe eines kleinen Piezo-Kristalls an einem Ende des Profils werden Ultraschallwellen in den Draht eingekoppelt, die bei Verwendung der Transmissionsmethode mit einem zweiten Piezo-Kristall am anderen Ende abgegriffen und analysiert werden konnten.

Es konnte gezeigt werden, dass bei Beschädigung des Drahtes, z.B. während eines Rissfortschrittsversuchs, sich zum einen die Signalform als auch die Amplitude des Ultraschallsignals ändert (Abbildung 35).



Draht intakt

Draht gerissen

Abbildung 35: Änderung der Signalform und der Amplitude bei Auftreten eines Risses im Draht.

Als Matrixmaterial wurde die übliche Aluminiumlegierung Al2024 gewählt. Für Spante wird sie vor allem wegen ihres guten Rissfortschrittsverhaltens verwendet. Als Verstärkungsdraht wurde der dauerhafteste hochfeste Co-Basiswerkstoff Nivaflex sowie eine beta-Titanlegierung gewählt.

Al2024 + Nivaflex, 80% kaltverfestigt

Wegen des um einen Faktor drei höheren E-Moduls des Werkstoffes Nivaflex (220 GPa) im Vergleich zur Aluminium-Matrix (70 GPa) wird bei gleicher Dehnung der Draht dreimal mehr belastet als die Matrix. Um tatsächlich eine Steigerung der Restfestigkeit zu erzielen, wurde eine Kaltverfestigung von 80 % gewählt. Die vom Hersteller empfohlene Temperatur von 550°C zur Aushärtung von Nivaflex ist vergleichbar mit der Temperatur von 500°C, die für die Wärmebehandlung der Aluminiumlegierung Al2024 zur Erreichen des T3 bzw. T4 Zustands verwendet wird. Geplant war deshalb, den Draht in kaltverfestigtem Zustand für die Koextrusion zu verwenden, und die Wärmebehandlung des Strangpress-Halbzeugs auch für die Aushärtung des Drahtes zu nutzen. Vorversuche mit dem Draht haben allerdings gezeigt, dass nach der Wärmebehandlung eine so geringe Bruchdehnung zu erwarten ist, dass der Draht während des Streckbiegens des Profils auf die Rumpfkantur reißen würde. Weitere Versuche haben gezeigt, dass sich selbst durch eine Überalterung des Drahtes die Bruchdehnung nicht in ausreichendem Maß steigern lässt.

Al2024 + Nivaflex, 50% kaltverfestigt

Deshalb wurden die nächsten Versuche mit 50% kaltverfestigtem Nivaflex Draht durchgeführt. Nachdem in Vorversuchen gezeigt werden konnte, dass sich mit einer Wärmebehandlung von 2h bei 550°C immer noch die angestrebte hohe Festigkeit bei deutlich gesteigerter Bruchdehnung erreichen lässt (Abbildung 36), wurde der Draht vor dem Strangpressen im Vakuumofen entsprechend wärmebehandelt. Allerdings ist der Draht dann bei der nachfolgenden Presskampagne doch gerissen, so dass für weitere Versuche auf eine eigene Wärmebehandlung des Drahtes verzichtet wurde und endlich ein kostranggepresstes Profil hergestellt werden konnte.

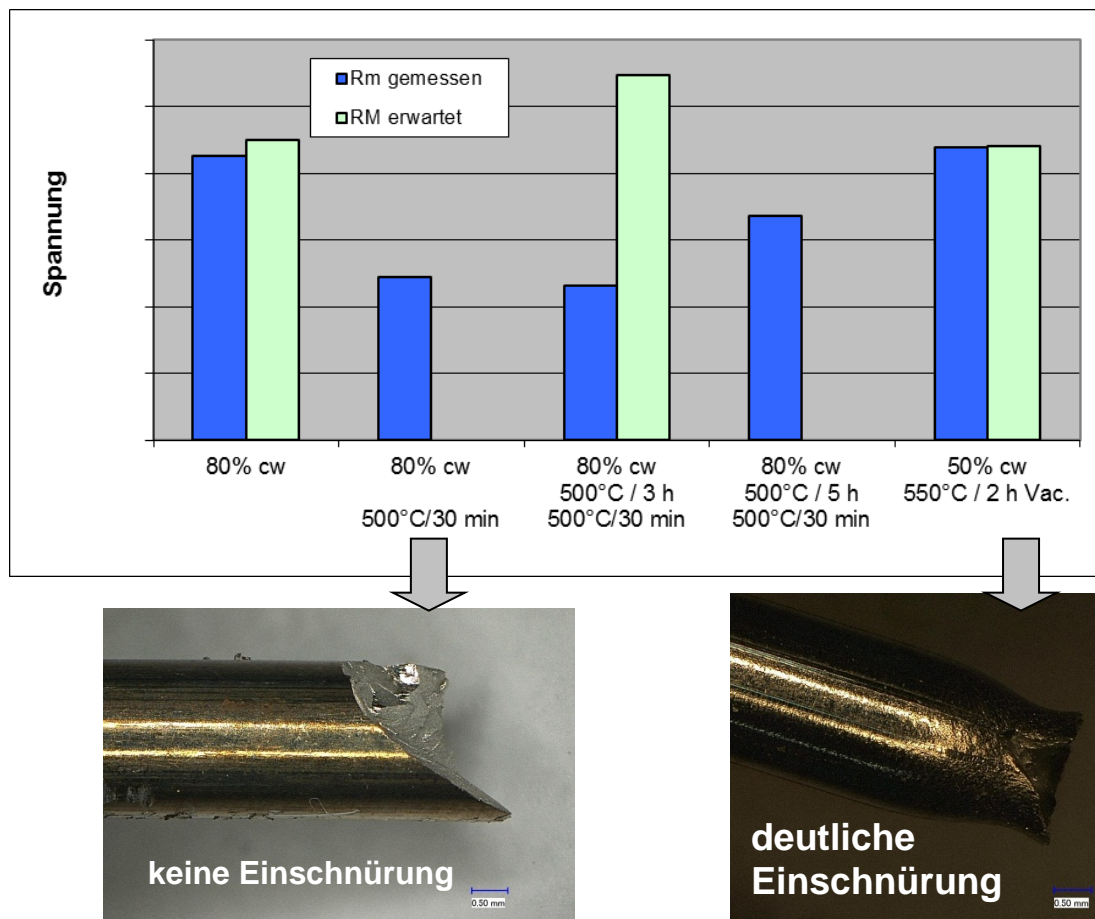


Abbildung 36: Ergebnisse der Zugversuche an wärmebehandelten Nivaflex Drähten.

Metallographische Untersuchungen an dem Profil zeigen, dass der Draht im Steg gut in die Matrix eingebettet ist, während um den Draht im Mittelgurt ein Spalt sichtbar ist, so dass dort von keinem ausreichenden Kraftschluss auszugehen ist (Abbildung 37).

Zugproben aus dem Steg des Profils wurden im Zustand T351 geprüft (lösungsgeglüht - 500°C/30 min + Abschrecken in Wasser - 1.5% gereckt). Durch Röntgen wurde überprüft, dass die Drähte auch nach diesen Prozessschritten immer noch intakt sind. Bei einer Probe wurde allerdings festgestellt, dass die Anbindung des Drahtes an die Aluminiummatrix so schwach war, dass sie schon während des Reckens versagte. Die Zugfestigkeit dieser Probe wurde nicht geprüft.

Für die drahtverstärkten Proben wurde eine leichte Erhöhung der Zugfestigkeit festgestellt, wobei allerdings auch die Streuung angewachsen ist. Zudem nimmt die Dehnung des drahtverstärkten Werkstoffs deutlich ab.

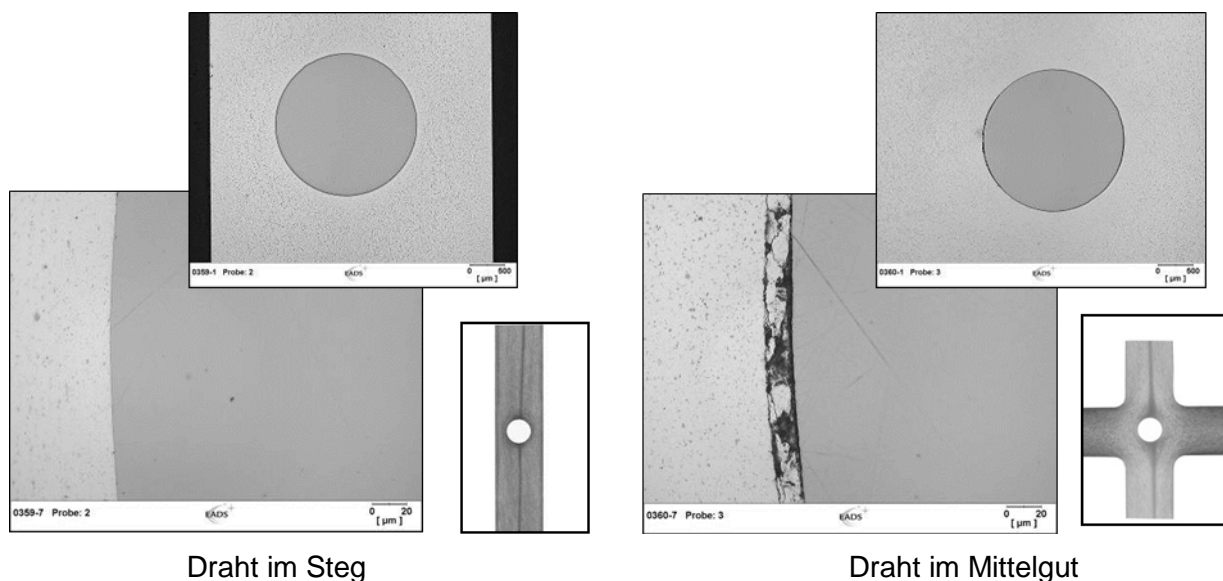


Abbildung 37: Metallographische Untersuchung des Strangpressprofils Al 2024+Nivaflex.

Fraktographische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop zeigen eine klar ausgeprägte Schicht zwischen dem Nivaflex-Draht und der Aluminiummatrix. Diese kristalline Zwischenschicht ist ca. 3 µm dick und spröde (Abbildung 38).

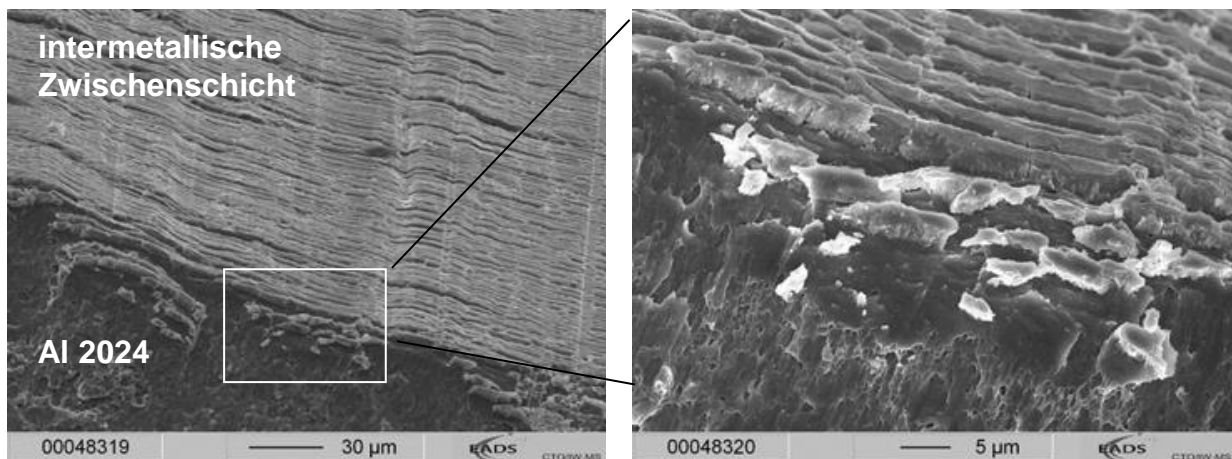


Abbildung 38: Grenzfläche zwischen der intermetallischen Phase und dem Aluminiummatrix; REM-Untersuchung der Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+Nivaflex T351.

Al2024 + beta-Titan

Wegen der ungenügenden Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, wurden die nächsten Presskampagnen mit hochfestem beta-Titan-Draht durchgeführt. Wegen des nur ca. 70% höheren E-Moduls des Drahtes im Vergleich zur Aluminiummatrix wird trotz der im Vergleich zum Nivaflex-Draht geringen Festigkeit eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erwartet.

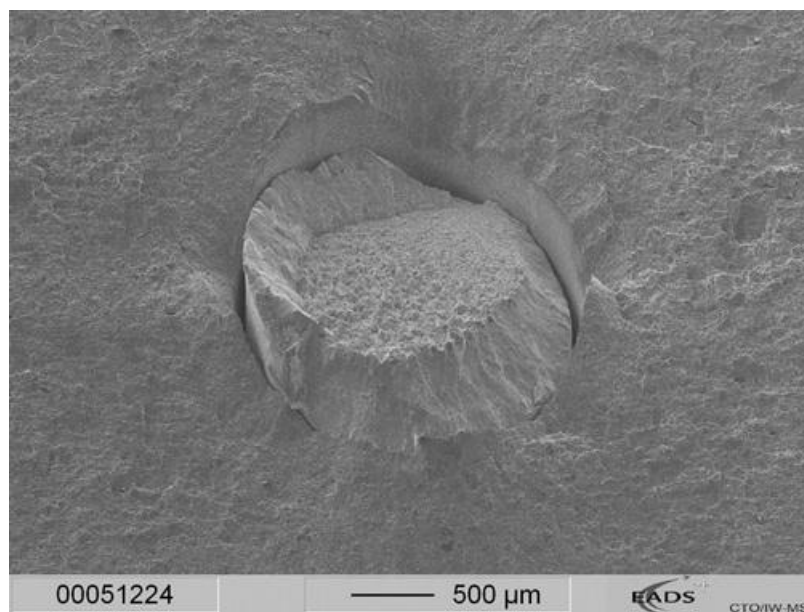
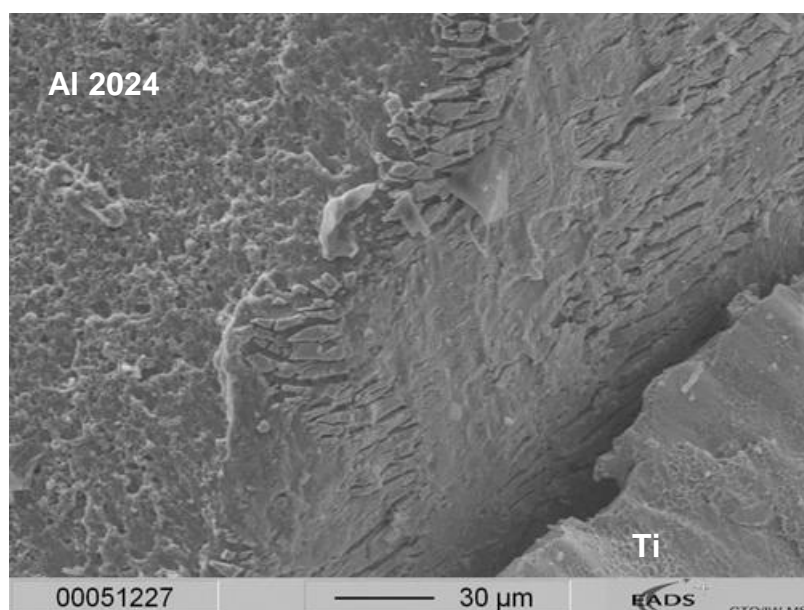


Abbildung 39: Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+ Ti; REM-Untersuchung.



EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 37

Abbildung 40: Grenzfläche zwischen der Aluminiummatrix und dem Titandraht; REM-Untersuchung der Bruchfläche einer Zugprobe aus Al 2024+ Ti.

Diese Erwartung wurde in Zugversuchen bestätigt. Die Festigkeit der aus dem Profil entnommenen 2024+Ti Proben war gut 10 % höher als die des unverstärkten Materials. Außerdem nahm die Bruchdehnung nur leicht ab. Die Bruchfläche des Titandrahtes mit deutlichen Scherlippen weist auch auf ein wesentlich duktileres Versagen hin als bei dem Nivaflex-Draht (Abbildung 39). Im Fall der Verstärkung mit dem Titandraht lässt sich von einer tatsächlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften sprechen.

Die fraktographischen Untersuchungen zeigen, dass sich ähnlich wie beim Nivaflex-Draht auch zwischen Titan und Aluminium eine intermetallische Zwischenschicht bildet (Abbildung 40).

Zusammenfassung

Abschließend lässt sich festhalten, dass sich durch den Ti-Draht eine tatsächliche Verstärkung des Aluminiumspantes erreichen lässt, während der hochfeste Nivaflex-Draht sein Potential nicht zur Geltung bringt.

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Die hier untersuchte Möglichkeit der Strukturüberwachung mit koextrudierten Drähten hat im Vergleich zu anderen SHM-Technologien den Nachteil, dass es sich um eine indirekte Überwachung handelt. Momentan werden solche Varianten favorisiert, die die direkte Bestimmung eines Schadens oder zu hoher Lasten ermöglichen, auch wenn damit unter Umständen keine Gewichtsersparnis erzielt wird. Die ursprünglich geplanten Arbeiten im TP30 wurden daher zugunsten anderer Aktivitäten bis auf Weiteres zurückgestellt. Sollte sich diese Sichtweise wieder ändern, könnten die Untersuchungen natürlich fortgesetzt werden.

2.4 Schnelle Bewertungsmethoden für metallische Werkstoffe und Bauteile

Autorin: Elke Hombergsmeier

Ziel

Das Ziel des Arbeitspakets „Schnelle Bewertungsmethoden für metallische Werkstoffe und Bauteile“ ist die Unterstützung der Teilprojekte TP10 „Schub-Druck-Stabilität“, TP20 „Ermüdung, Restfestigkeit und Rißfortschritt“ sowie TP 30 „Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit des *Structural Health Monitoring* (SHM)“. Basierend auf den Entwicklungen im Rahmen von TP10, TP 20 und TP30 wurden folgende Arbeiten durchgeführt:

Numerische und experimentelle Untersuchungen für „Schub-Druck-Stabilität“ (TP10) unter Anwendung von ARAMIS und weiteren Meß- und Dokumentationsmethoden

- Bewertung der Vorhersagemöglichkeiten für „Schub-Druck-Stabilität“ (TP10)
- Linear-elastische Analyse der geschweißten Werkstoffpaarungen zur Abschätzung des Eigenschaftsprofils und Auswahl geeigneter Kombinationen

- Stauchversuche an 2-Stringer Druckproben mit ausgewählten Konfigurationen
- Designoptimierung mittels FEM
- Stauchversuche an optimierten Konfigurationen (z.B. AlMgSc Haut und AlMg-MMC Ω -Stringer (mittelfest) mit Durchbrüchen belüftet nach Kriechform-WBH
- Stauchversuche an ausgewählten Konfigurationen nach einer Korrosionslangzeitauslagerung
- Untersuchung der Schadensphänomene
- Korrelation der numerischen Vorhersage mit experimentellen Versuchen
- Abschätzung der Leistungsfähigkeit von neuen Werkstoffkombinationen über kleine Proben plus Simulation

Experimentelle Untersuchungen für „Ermüdung, Rißfortschritt und Restfestigkeit“ (TP20 u. TP30)

- Statische Versuche an ungekerbten und gekerbten Proben ausgewählter Werkstoffkonfigurationen
- Ermüdungsversuche an den neuen Werkstoffen und Werkstoffverbunden
- Statische und dynamische Versuche nach Oberflächenbehandlung und/oder Korrosionslangzeitauslagerung

Ergebnisse

Die Details zur den Prüfungen sowie deren Ergebnisse, die für die Teilprojekte 10 bis 30 durchgeführt wurden, werden im Rahmen der jeweiligen Teilprojekte detailliert berichtet. Einige der Untersuchungen sind unten genannt:

Mechanische Prüfungen

- Statische Druckprüfungen an Stringer-Proben sowie Zugversuche an den Grundwerkstoffen und Kopfzug- und Scherversuche an Schweißnähten, um die für die Simulation nötigen Kennwerte (z.B. Spannungs-Dehnungs Kurven, Versagenskriterien) zu ermitteln
- Ermüdungsversuche an AlMgSc
- Statische, dynamische (high cycle fatigue an gekerbten Proben), fraktographische sowie mikrostrukturelle Untersuchungen an Strangpreßprofilen aus den AlMgSc-Werkstoffen (Scalmalloy®)
- Vergleichsuntersuchungen an der etablierten Luftfahrtgüte AA 2024 T3 und einem AlMgSc Blechwerkstoff.
- Festigkeitsuntersuchungen an ausgepressten 6 mm Drähten aus verschiedenen Scalmalloy Chargen zur Bewertung der neuen Prozeßparameter.
- Statische Biege- und Haftfestigkeitsversuche an sprengplattiertem Aluminium/Titan 3-Schichtsystem nach verschiedenen Wärmebehandlungen und unter Temperatureinfluß.
- Charakterisierung von Al-Folien für Faserlaminat unter Einfluß von:
 - Streckziehraten
 - Wärmebehandlungsparametern
 - Klebezyklen
- Testlabors (z.B. KUMZ, EADS)

- Screening-Programm AIMgLi (statische, dynamische, bruchmechanische sowie technologische Charakterisierung)
- Lochleibungsversuche an Hybrid Titanium Composite Laminates (HTCL) im Vergleich zu reinem CFK
- Rißinitierungs- und Rißfortschrittsversuche im kontinuierlichen HTCL Laminatwerkstoff (2/3 Laminat mit 2 Schichten Titan und 3 Schichten CFK-Gelege), sowie anschließende Delaminationsdetektion
- Rißinitierungs- und Rißfortschrittsversuche im Übergangsbereich HTCL/CFK HTCL/CFK sowie die Bestimmung der Delamination über verschiedene Methoden
- Mechanische Charakterisierung von Nivaflex-Draht verstärkten Strangpreßprofilen aus 2024 sowie von Titandraht, der für weitere Koextrusionsversuche verwendet werden soll

Numerische Untersuchungen

- Linear-elastische Analyse der Schub-Druck-Stabilität der geschweißten Werkstoffpaarungen zur Abschätzung des Eigenschaftsprofils und Auswahl geeigneter Kombinationen
- Designoptimierung mittels FEM
- Korrelation der numerischen Vorhersage mit experimentellen Versuchen
- Abschätzung der Leistungsfähigkeit von neuen Werkstoffkombinationen über kleine Proben plus Simulation
- Finite Elemente Modellierung in ABAQUS von HTCL wurde sowohl in dem linear-elastischen Bereich, als auch in dem nicht-linearen Bereich bis Erreichen der maximalen Lochleibungsfestigkeit durchgeführt und zeigte eine sehr gute Korrelation mit dem Experiment.

Zusammenfassung

Im Arbeitspaket „Schnelle Bewertungsmethoden für metallische Werkstoffe und Bauteile“ wurden Unterstützungsarbeiten für die Teilprojekte TP10 „Schub-Druck-Stabilität“, TP20 „Ermüdung, Restfestigkeit und Rißfortschritt“ sowie TP 30 „Hybridwerkstoff mit funktionaler Fähigkeit des *Structural Health Monitoring* (SHM)“ durchgeführt. Die Details zur den Prüfungen sowie deren Ergebnisse, die für die Teilprojekte 10 bis 30 durchgeführt wurden, werden im Rahmen der jeweiligen Teilprojekte detailliert berichtet. Auch die Simulationsarbeiten sind im Rahmen der TPs beschrieben.

2.4.1 Bauteilbewertung mit Hilfe der Finite Element Methode

Autor: Frank Palm

Ziel

Die Generierung von Struktur bezogenen Kennwerten mittels vereinfachter Prüf- oder Simulationsmethoden gewinnt zunehmend an Bedeutung. Der hohe Kosten- und Zeitdruck verhindert sehr oft das gewünschte „Austesten“ von neuen Konzepten. Hier hat sich die Rechner gestützte Simulation als immer besser funktionierendes Werkzeug etabliert.

Bericht VERTRAULICH, daher hier nicht wiedergegeben.

2.5 Neue Oberflächen- und Korrosionsschutzkonzepte für metallische Werkstoffe und Hybride

Autoren: Dr. Franz Gammel, Tobias Mertens, Sonja Nixon

Ziel

Im Teilprojekt 50 werden für die in TP10 bis TP30 entwickelten Werkstoffkonzepte und dort eingesetzte Werkstoffe angepasste Schutzkonzepte (allgemeines Korrosionsverhalten, elektrochemische Verträglichkeit) betrachtet. Der Einsatz neuer Fertigungstechnologien erfordert eine Anpassung der Oberflächenbehandlungsverfahren, da herkömmliche Verfahren teilweise nicht mehr angewandt werden können (Bauteilgröße, Form, Werkstoffkombination etc). Einen besonderen Schwerpunkt nimmt dabei die Vorbehandlung von Titan zur strukturellen Klebung ein, da dafür derzeit kein qualifiziertes Verfahren zur Verfügung steht.

Folgende Schwerpunkte wurden in Projekt bearbeitet:

- Korrosionsverhalten neuer Werkstoffe, elektrochemische Verträglichkeit Al/Ti
- Schutzkonzepte für neue Materialien und Designkonzepte (Metallhybride, Omega-Stringer)
- Erarbeitung einer Klebevorbereitung für Titan (für Hybridkomponenten bzw. nietenfreie Integration).

Ergebnisse

Korrosionsverhalten neuer Werkstoffe und elektrochemische Verträglichkeit Al/Ti

Basisuntersuchung Kontaktkorrosion Al/Ti

Zur Untersuchung des Korrosionsverhaltens wurden elektrochemische Untersuchungen (Strom-Spannungskurven) der Basiswerkstoffe (Al 2024, Al 6013, TiAl6V4 und Ti99.1) in unterschiedlichen Oberflächenzuständen (z.B. gebeizt, geschliffen, anodisiert) aufgenommen. Die Stromdichte-Potentialkurven am TiAl6V4 zeigen, dass die kathodische Teilkurve am Ti im anodisierten Zustand nicht begrenzt wird durch die Sauerstoffdiffusion. Daraus kann man schließen, dass die Sauerstoffreduktion gehemmt ist. Bei geschliffener Oberfläche verläuft die Kurve flacher, aber es werden auch hier keine höheren Stromdichten gefunden. Weiterhin liegt die kathodische Teilkurve am Aluminium in der gleichen Größenordnung wie bei Titan. Das heißt, dass die Sauerstoffreduktion an der kupferhaltigen Aluminiumlegierung in der gleichen Größenordnung liegt wie bei Titan. Die gemessenen Ruhepotentiale der Titanlegierung sind etwas positiver als bei der Legierung AA2024. Die Legierung AA6013 hat ein etwas unedleres Ruhepotential und liegt in der kathodischen Teilstromkurve etwas niedriger als AA2024. Daher ist die die Kontaktkorrosion mit Titan etwas kritischer einzuordnen.

Fazit:

Es ist Kontaktkorrosion für die Kombination von Al/Ti zu erwarten, die Erhöhung der Korrosionsrate ist aber nicht dramatisch.

Standardkorrosionsversuche am Al/Ti-Duplexblech.

Zur Beurteilung des Korrosionsverhaltens wurden ein Wechseltauchversuch (30 Tage) und ein Salznebeltest (30 Tage) an unbehandelten Duplexblechen (Ticp/Al3003) und an FSW-Proben (TiAl6V4/Al6013) durchgeführt.

An den Duplexblechen ist in beiden Versuchen Kontaktkorrosion an den Übergängen Al/Ti festzustellen (Abbildung 41). Der Korrosionsfortschritt entlang der Phasengrenze Al/Ti ist im Wechseltauchversuch an den Bohrungen und an der Probenunterkante maximal 300 µm und im Salznebeltest bis zu 900 µm. Die Korrosionstiefe außerhalb des Kontaktbereiches liegt entsprechend bei maximal ca. 100 µm und 115 µm. Dies verdeutlicht die Beschleunigung des Korrosionsverlaufes durch Kontaktkorrosion um den Faktor 3 im Wechseltauchversuch und um den Faktor 8 im Salznebeltest.

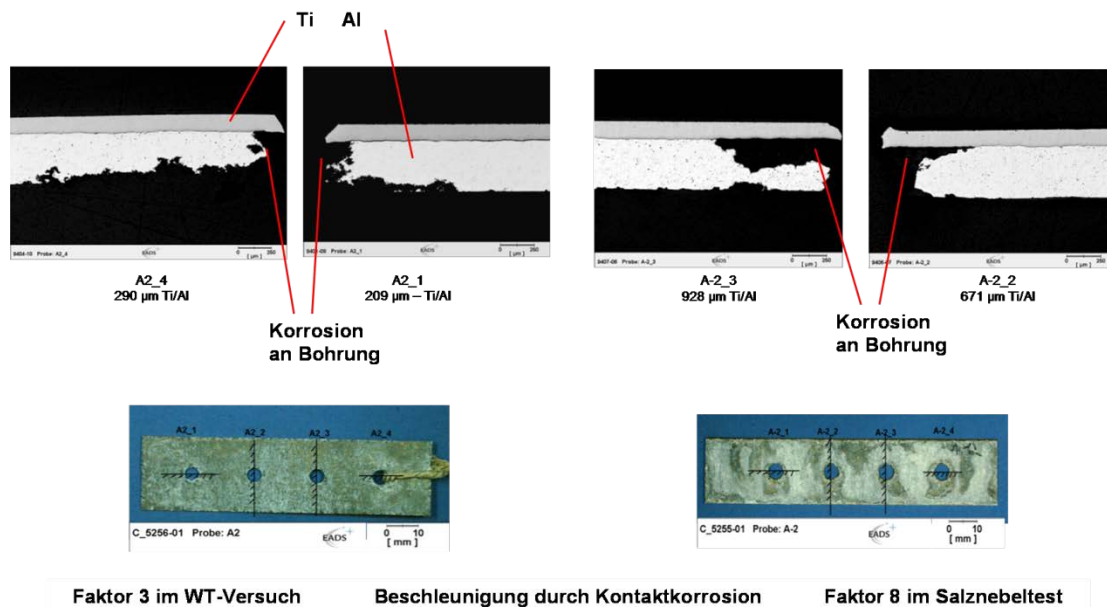


Abbildung 41: Korrosionsversuche an Al/Ti Duplexblech; AIE (links), NSS (rechts).

Fazit:

Der Korrosionsfortschritt von nahezu 1 mm nach 30 Tagen Salznebeltest ist durchaus als signifikant einzustufen.

Ähnliche Ergebnisse liefern auch die Korrosionstests an den FSW Proben. Auch hier ist die Korrosion im Wechseltauchversuch wesentlich geringer als im Salznebeltest. Im Wechseltauchversuch sind kaum spezifische Kontaktkorrosionsstellen zu identifizieren. Bei der Probe aus dem Salznebeltest hingegen ist an den Werkstoffübergängen im Schweißnahtbereich (Wurzel und Oberseite) Kontaktkorrosion zu erkennen, die um ein

Mehrfaches tiefer ist als der benachbarte Grundwerkstoff der nicht oder kaum mehr unter Kontakteinfluss steht.

Korrosionsverhalten AlMgSc in neuen Designkonzepten (Omega-Stringer): KO 8542 und Alcoa C557

Ziel der Untersuchung ist die Beurteilung des Korrosionsverhaltens von AlMgSc Bauteilen mit aufgeschweißten Omega-Stringern, insbesondere des Schweißbereiches im Inneren der Stringer im Vergleich zum Basisblech. Die Proben wurden dazu einem Wechseltauchversuch nach ASTM G44 unterzogen.

Die Oberflächen der Proben nach 1500 h Testdauer zeigen leichtes Anlaufen und Schleier. Diese Erscheinung ist bei KO8542 etwas verstärkt ausgeprägt. Die Schweißnaht im Inneren der Omega-Stringer zeigt leichte Korrosion mit zunehmender Stärke im Bereich stehenden Elektrolyts (Sumpfbereich, künstlich erzeugt durch Abkleben am Bauteilende). Grundsätzlich zeigt sich sowohl bei Alcoa 557 wie auch bei KO8547, dass der korrosive Angriff in der Feuchtzone (Sumpf) geringer ausgeprägt ist, als im zwischenzeitlich abtrocknenden Bereich (Mitte).

Untersuchung des Korrosionsverhaltens neuer AlMgSc Legierungen mit unterschiedlichem Mg-Gehalt.

Die Legierungen AlMg_{3,2}Sc_{0,84}Zr_{0,34}Mn_{0,3} (A) und AlMg_{1,8}Sc_{0,7}Zr_{0,3}Mn_{0,5} (B) wurden auf ihre Stabilität gegenüber korrosiver Belastung im Vergleich zu den Referenzlegierungen AA5083 und AA5454 untersucht. Die neuen Materialien wurden dabei „as delivered“ wie auch sensibilisiert (Wärmeauslagerung 10 Tage bei 150°C) getestet.

Im Wechseltauchversuch nach ASTM G44 (1000 h) zeigen sich alle Legierungen als sehr korrosionsbeständig. Die neuen Legierungen weisen – auch in bearbeitetem Zustand (Überfräsen) - lediglich leichte Verfärbung auf, korrosiver Angriff in Form von Lochfraß (Pittings) ist nicht festzustellen. Schliiffuntersuchungen zeigen im sensibilisierten Zustand maximale Korrosionstiefen von 8 µm für (A) bzw. 20 µm für (B). Diese liegen erkennbar unter den Korrosionstiefen der Referenzlegierung AA5083 (ca. 50 µm).

Die Untersuchung auf Anfälligkeit hinsichtlich interkristalliner Korrosion nach ASTM G67 ASTM G67 (Abbildung 42) zeigt für beide Legierungen im nicht sensibilisierten Zustand keine Empfindlichkeit. Im sensibilisierten Zustand verhält sich die Legierung (A) vergleichbar zu sensibilisiertem AA5454. Der Angriff fällt dabei auf der Oberfläche deutlich geringer aus als an der Längskante der Probe. Für die Legierung mit dem niedrigeren Mg Gehalt (B) ist auch im sensibilisierten Zustand keine Empfindlichkeit gegen IK erkennbar.

Spannungsrissskorrosionsanfälligkeit nach ASTM G49 wurde getestet für die Legierung (A) unter den Bedingungen 30 Tage/75 bzw. 90% R_{p0,2}. Dabei wurde weder Versagen der Proben noch Anzeichen von Rissbildung festgestellt. Sonstige Korrosionserscheinungen wie Pitting traten nicht auf.

Schichtkorrosion (Exfoliation), getestet nach ASTM G66, ist für beide Legierungen nicht erkennbar. Es zeigt sich jedoch Lochkorrosion mit Tiefen bis zu 300 µm. Dabei ist so-

wohl was die Häufigkeit der Pits wie auch die Pit-Tiefe angeht – entgegen der Erwartung - die Legierung mit dem niedrigeren Mg Gehalt (B) tendenziell schlechter als die Legierung (A) zu bewerten.

Intergranular Corrosion NAMLT

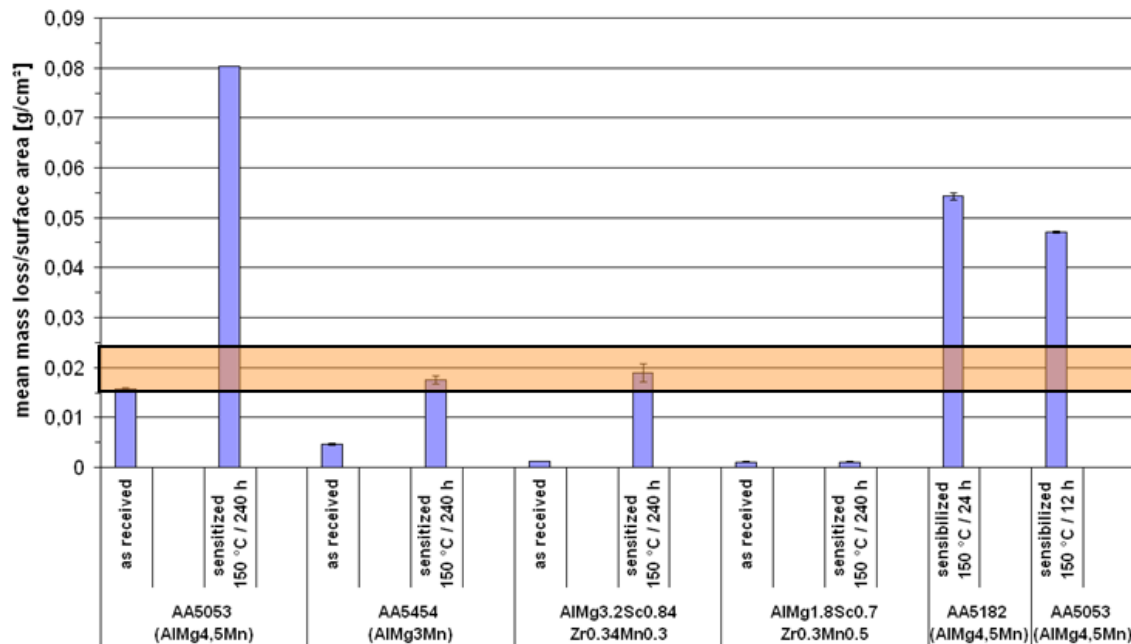


Abbildung 42: Interkristalline Korrosion nach ASTM G 67.

Schutzkonzepte für neue Materialien und Designkonzepte (Metallhybride, Omega-Stringer)

Standardkorrosionsschutz von Hybridkomponenten Aluminium-Titan durch Co-Anodisation

Um die Co-Anodisation von Al und Ti in Hybridkomponenten zu untersuchen, wurden Anodisierungsversuche an Duplexblechen durchgeführt in:

- CAA (Chrom-Schwefelsäure) als Referenz
- chromatfreiem TSA (Weinsäure-Schwefelsäure) als Vorbehandlung für Lackhaftung
- chromatfreiem PSA (Phosphor-Schwefelsäure) als Vorbehandlung zum Verkleben

Die analytische Untersuchung sowie Korrosionstests zeigen, dass eine Co-Anodisation Anodisation der beiden Werkstoffe prinzipiell möglich ist (Abbildung 43). Dabei wird auf dem Aluminium eine homogene, ca. 2-4 µm dicke Anodisierschicht erzeugt, die in der Struktur einer artenreinen Anodisierschicht entspricht. Die Schichten mit ihren verzweigten Porenstrukturen entsprechen der für eine gute Verankerung einer organischen Beschichtung (Lackierung) erstrebenswerten offenen Morphologie.

Auf dem Titan entsteht im TSA Elektrolyten eine dünne, homogene und dichte Schicht von ca. 50 nm. Am Übergang von Al zu Ti ist keine Inhomogenität zu erkennen. Eine vergleichbare Schicht bildet sich auch im PSA Elektrolyten aus. Kleine regelmäßig verteilte "Pickel" auf der Oberfläche sind fest haftend und stören den Schichtaufbau nicht. Lediglich im CAA Elektrolyten bildet sich eine graue inhomogene Oxidschicht aus fest haftender Grundschicht und lose anhaftenden Oxidpartikeln aus.

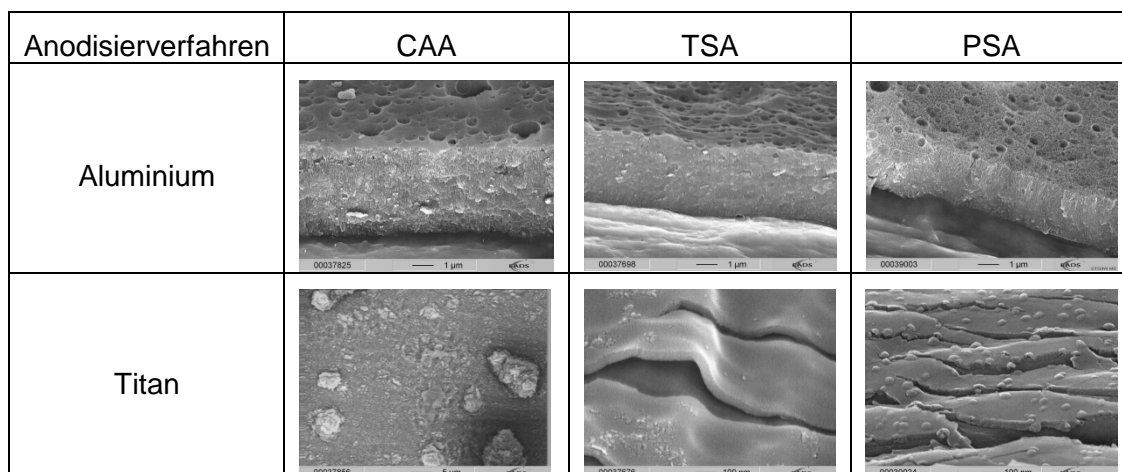


Abbildung 43: Oxidschicht auf Al (oben) und Titan (unten) nach Co-Anodisierung in CAA (links), TSA (Mitte) und PSA (rechts).

ESCA Tiefenprofile belegen, dass die Schichten über die gesamte Dicke gleichmäßige Zusammensetzung aufweisen, also auch chemisch homogen aufgebaut sind. Gleichzeitig bestätigen sie die im REM aus Bruchproben abgeschätzten Oxidschichtdicken.

Im Salzsprühtest zeigen sowohl CAA wie TSA behandelte Al-Ti Bleche gutes Korrosionsverhalten. Nach Verdichtung ist nach 336 h jeweils ein pit zu erkennen. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass die Anforderungen für eine korrosionsschützende Anodierschicht erfüllt werden können. Nicht untersucht wurde in diesem Zusammenhang der Einfluss der Flächenverhältnisse Al-Ti.

Zur Bestimmung der Lackhaftung auf den in Co-Anodisation hergestellten Mustern wurden die Proben mit einem lösemittelbasierten chromathaltigen Primer lackiert. Für alle Anodisierverfahren wurde sowohl auf der Aluminium- wie auch auf der Titanoberfläche im trockenen Zustand GT 0 im Gitterschnitt nach EN ISO 2409 bestimmt. Auch nach Wasserauslagerung entspricht die Lackhaftung mit $GT \leq 1$ den Anforderungen. Blasenbildung konnte an keiner Probe festgestellt werden.

Korrosionsschutz - neue Schutzkonzepte

Im Hinblick auf potentielle neue Fertigungs- und Integrationsverfahren, die eine badunabhängige Oberflächenvorbehandlung notwendig machen, wurden neue silan/silikatbasierte Oberflächenbehandlungen untersucht

Titan:

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 45

Dieses Material gilt, insbesondere was die Langzeitbeständigkeit betrifft, als schwierig zu lackieren.

Als haftungsverbessernde Vorbehandlung wurden die Verfahren Sol-Gel AC-130 (Boegel), Sol-Gel PB070904 (EADS Rezeptur), GPTMS (Tauchverfahren), GPTMS (Plasma) und Pyrosil ausgewählt. Vor der Applikation der Haftsichten wurden dabei unterschiedliche Reinigungsverfahren angewandt, die erfahrungsgemäß einen nicht unerheblichen Einfluss auf die Interfacebildung haben können (Schleifen (Schleifen trocken; Schleifen plus Plasma; Turco 5578 (alkalische Beize); Flusssäure/Salpetersäure (saure Beize); NaTESi Beize (alkalische Beize, EADS Formulierung)).

Zur Lackierung kamen zwei Primer, ein chromatfreies lösemittelbasiertes und ein chromathaltiges wasserbasiertes System, zum Einsatz.

Die Untersuchungen konnten zeigen:

- Als Haftvermittlerschichten weisen vor allem die Sol-Gel Schichten und die reaktive Plasmabehandlung einen positiven Effekt auf die Lackhaftung auf, während die Pyrosilbehandlung die schlechtesten Haftwerte aufweist und die Anforderungen deutlich verfehlt.
- Bei den Vorbehandlungen zeigt sich, dass reines Schleifen den übrigen Vorbehandlungen unterlegen ist. Insbesondere der wasserbasierte, chromathaltige Primer zeigt dabei sowohl mit Sol-Gel wie auch mit GPTMS als Haftvermittler deutliche Schwächen
- Insgesamt kann festgehalten werden, dass die gesamte Oberflächenbehandlung einschließlich Reinigung, Haftvermittlung und Primersystem aufeinander abgestimmt sein muss und die einzelnen Schritte nicht unabhängig voneinander betrachtet werden dürfen.

Aluminium:

Aufgabe dieses Unterpaketes ist es, das Korrosionsschutzverhalten neuer Oberflächenbehandlungen auf AlMgSc Bauteilen (Legierungen Alcoa 557 und KO8542) mit geschweißten Omega Stringern zu untersuchen. Die besondere Herausforderung liegt dabei in der Tatsache, dass Hautblech und Stringer außen lackiert sind, d.h. die Oberflächenbehandlung eine optimale Lackhaftung sicherstellen muss, während die Innenseite der Stringer aufgrund der fehlenden Zugänglichkeit Korrosionsschutz ohne Lackierung gewährleisten muss. Spezielles Augenmerk wurde dabei auf den Schweißbereich im Inneren der Omega Stringer gelegt.

Auf Grund der Innenbeschichtung der Stringer kamen ausschließlich Tauchverfahren in Frage. Folgende Systeme wurden untersucht:

- Sol Gel nicht inhibiert (Varianten Sol Gel 1 und 2) als Barrier Coat
- Silanbehandlung mit anschließender Sol Gel 1 Beschichtung als Barrier Coat
- Sol Gel 1 mit aktiven Korrosionsinhibitoren
- chromatfreie Konversionsschicht
- TSA (chromatfreie Anodisation) als Referenz

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 46

Nach Auftrag des Oberflächenschutzes wurden die Prüfbleche lackiert mit einem chromatfreien (nicht inhibierten) wasserbasierten Lacksystem.

Die Korrosionstest umfassten (je nach Probe):

- Salzsprühtest (lackiert/unlackiert) EN ISO 9227
- Wechseltauchversuch EN ISO 3665 (lackiert/unlackiert)
 - Die Testproben waren so präpariert, dass bei der Trockenphase des AIE ein kleiner Nassbereich (Sumpf) verblieb

Von den untersuchten Schichtsystemen zur Verbesserung des Korrosionsverhaltens erwies sich die Version Silan + Sol-Gel als ungeeignet. Die ungenügende Verträglichkeit der Silanvorbehandlung mit Grundwerkstoff/Sol-Gel Deckschicht führte schon nach kurzer korrosiver Belastung zur Ablösung des Schichtsystems (mit und ohne Lackdeckschicht).

Von den verbleibenden Systemen zeigte die Version Sol-Gel 1 inhibiert die beste Schutzwirkung – geringfügig besser als Sol-Gel 2. Die Verbesserung der Beständigkeit gegenüber dem ungeschützten Substrat ist dabei bei beiden Aluminiumlegierungen nachweisbar, wobei auch hier die grundsätzlich bessere Korrosionsbeständigkeit der Legierung Alcoa 557 erkennbar ist.

Auf den lackierten Flächen zeigten sich im Ritz keine Unterschiede – eine ausgeprägte Verbesserung des Schutzsystems durch die eingelagerten Inhibitoren ließ sich nicht erkennen. Hinsichtlich Lackhaftung und Unterwanderung schnitt Sol-Gel 2 am besten ab. Es war hier kaum Unterwanderung erkennbar und nur geringfügige Blasenbildung entlang der Ritzspur. Ebenfalls ohne Unterwanderung, aber mit Blasenbildung auf der Fläche stellt Sol-Gel 1 inhibiert das zweitbeste Schutzsystem der untersuchten Behandlungen dar.

Insgesamt ist (gegen bare-Korrosion und im Schichtsystem mit Lack) Sol-Gel 2 als erfolgversprechender Kompromiss einzustufen.

Schliffuntersuchungen bestätigen die makroskopische Beurteilung, zeigen aber auch die besondere Bedeutung einer störungsfreien Schweißnaht (Lunker, Risse, feine Spalten) im Innenbereich der Omega Stringer.

Fazit:

Das bereits sehr gute Korrosionsverhalten des Grundmaterials kann durch die Beschichtungen noch verbessert werden. Wichtig für ein Gesamtschutzkonzept ist die Überlackierbarkeit/Verträglichkeit mit qualifizierten Lacksystemen, die in jedem Fall abgeprüft und gegeben sein muss.

Erarbeitung einer Klebevorbehandlung für Titan (für Hybridkomponenten bzw. nietenfreie Integration)

Der Schwerpunkt des TP 50 lag auf der Entwicklung einer Klebevorbehandlung für Titan zur strukturellen Verklebung. In diesem Projekt wurde der Ansatz der nasschemischen Behandlung, speziell der anodischen Oxidation gewählt. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt darin, dass große Flächen, komplex geformte Teile wie auch dünne Materialien bearbeitet werden können, da das Bauteil weder mechani-

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 47

scher noch thermischer Belastung ausgesetzt ist und prozessbedingt geometrieunabhängig gleichmäßige Schichtdicken erzeugt werden können.

In der Literatur dokumentierte Ansätze sind entweder aus Umwelt- und Gesundheitsgründen nicht einsetzbar (z.B. Chromsäureanodisation) oder sind von der Badstabilität nicht für eine industrielle Umsetzung geeignet (z.B. NaOH Anodisation). Auch das von Airbus qualifizierte und patentierte Verfahren „NaTESi“-Anodisation wurde aus Umwelt- und Gesundheitsgründen zurückgezogen. Das industriell verfügbare Verfahren Turco 5578 (alkalische Beize) ist nicht für strukturelle langzeitbeständige Verklebung geeignet und wird nur für sekundäre Verklebungen eingesetzt. Damit ist derzeit für eine strukturelle Verklebung kein geeignetes Verfahren verfügbar.

Im Laufe des Projektes wurden zwei Anodisierverfahren /Elektrolyte entwickelt mit der Bezeichnung „TiO₂-Nanoröhren“ und „N4“. Für beide Verfahren wurden Patentanmeldungen durchgeführt.

Der Elektrolyt „TiO₂-Nanoröhren“ beruht auf Elektrolytformulierungen, die in der Literatur benutzt wurden, um Templates für Nano-Rods (Nano-Fasern) herzustellen und arbeitet im neutralen pH-Bereich. Mit dem erarbeiteten Verfahren ist es gelungen eine Titanoxidschicht mit einer Oberflächenmorphologie zu erzeugen, die durch diskrete, d.h. nicht miteinander verbundene Röhrchen geprägt ist (Abbildung 44). Diese TiO₂-Nanoröhren Schicht hat je nach Verfahrensparameter eine Dicke von 50 – 500 nm und einen Porendurchmesser von 20 – 50 nm. Eine solche Porengeometrie sollte, wie aus der Aluminium Anodisation bekannt ist, für das Eindringen und damit eine mechanische Verankerung eines Klebers geeignet sein.

Der Elektrolyt „N4“ beruht auf der Basis des NaTESi Elektrolyten, bei dem umwelt- und gesundheitsgefährdende Inhaltsstoffe durch ökologisch unbedenkliche, biologisch abbaubare Substanzen ersetzt wurden. Er arbeitet im alkalischen pH-Bereich und erzeugt eine nano-strukturierte Oxidschicht, deren Morphologie derjenigen des NaTESi Prozesses ähnelt.

Ein Verfahren „N3“, ebenfalls auf Basis des NaTESi Prozesses, konnte die gestellten Anforderungen an Badstabilität und Erzeugung einer nanostrukturierten Oberfläche nicht ausreichend erfüllen und wurde nicht weiter verfolgt.

Die Eignung der durch die neuen Anodisierprozess erzeugten Oxidschichten für die Verklebung wurde mittels Stirnabzug, Wedge Test und Rollenschälprüfung untersucht. Die Bewertung erfolgte durch Vergleich mit den Ergebnissen der Turco 5578 (industriell verfügbares, nicht für strukturelles Kleben geeignetes Verfahren) und NaTESi (für strukturelles Kleben geeignet) Vorbehandlung.

Mit dem Stirnabzugstest war, auch nach vorhergehender Auslagerung in temperiertem Wasser (Alterung), keine Differenzierung unterschiedlicher Vorbehandlungen möglich. Es konnte jedoch zumindest die grundsätzliche Eignung der neuen Anodisierverfahren gezeigt werden.

Zur Differenzierung und Beurteilung des Verhaltens der unterschiedlichen Vorbehandlungen unter Alterungsbedingungen wurde daher der Wedge Test nach DIN 65448 als geeignet identifiziert. Dabei wirkt auf die Proben simultan eine mechanische Belastung durch einen eingetriebenen Keil in eine Verklebung und eine Alterung durch Auslage-

rung der Proben in warm-feuchtem Klima (50°C / 95% r.H.). Es ist allerdings notwendig die in der Norm angegebenen Prüfzeit von 75 min deutlich zu verlängern, um das Verhalten der Oberflächenbehandlung/Klebung während des Alterungsprozesses zu verfolgen.

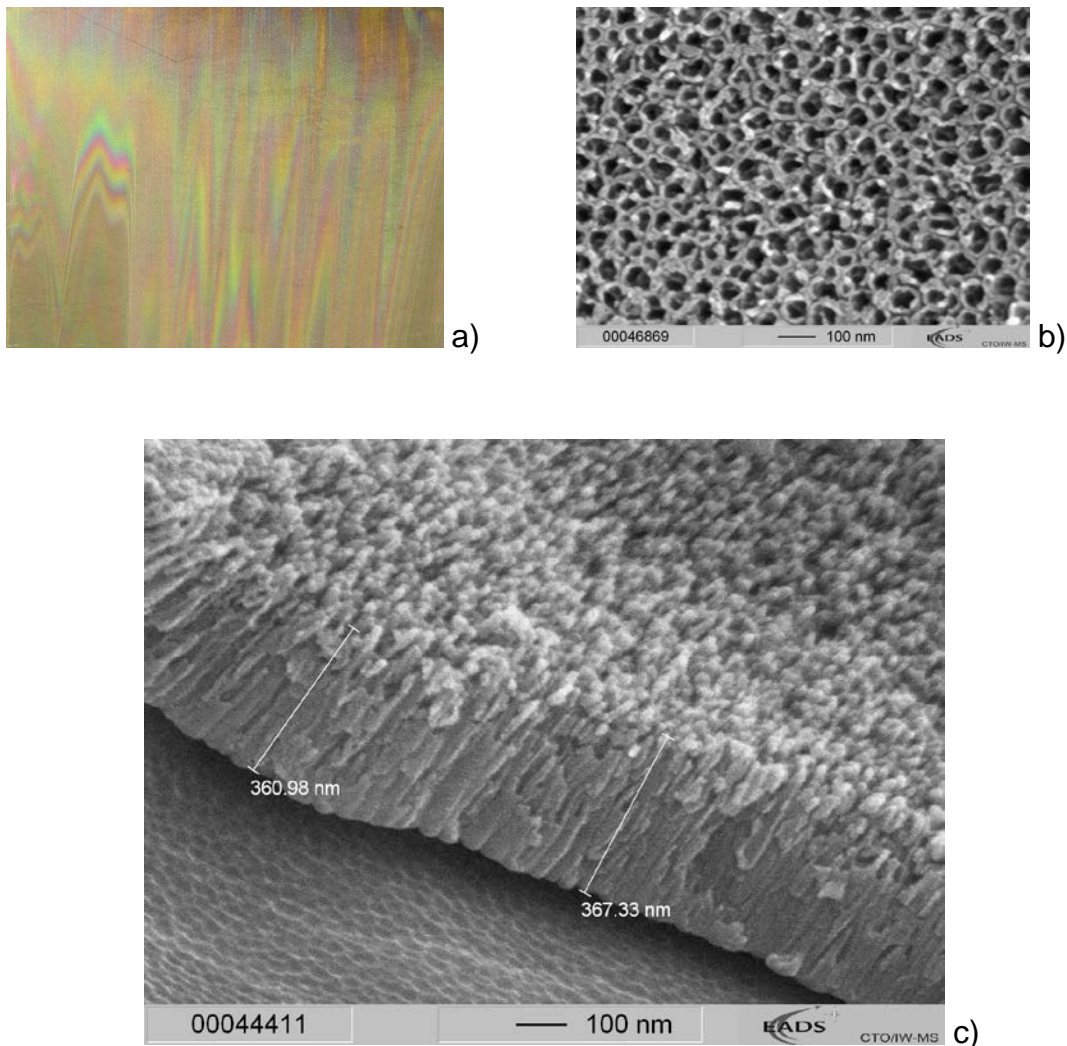


Abbildung 44: TiO₂-Nanoröhren Anodisierschicht:
 a) Aufsicht – Makroaufnahme (Interferenzfärbung)
 b) Aufsicht - REM (Porenöffnungen ca. 50 nm)
 c) Cryo-Bruch – REM (Porenstruktur).

In Abbildung 45 ist der Rissfortschritt im Wedgetest über die Zeit aufgetragen. Je geringer der Rissfortschritt desto besser die Langzeitbeständigkeit der Vorbehandlung und damit der Verklebung unter Alterungsbedingung. Wie das Bild zeigt, weisen alle Vorbehandlungen zu Beginn gleiche Risslänge, d.h. gleiche Haftfestigkeiten auf. Im Laufe der Alterung jedoch ist ein deutlich unterschiedliches Verhalten zu sehen. Es ist zu erkennen, dass beide neue Vorbehandlungen „TiO₂-Nanoröhren“ und „N4“ deutlich bessere Alterungsbeständigkeiten aufweisen als das kommerzielle Turco-Verfahren. „N4“ zeigt identisches Verhalten wie die Referenz NaTESi. „TiO₂-Nanoröhren“ erzeugt

eine noch größere Interface Stabilität und weist auch nach 1000 Stunden Alterung nahezu keinen Rissfortschritt auf.

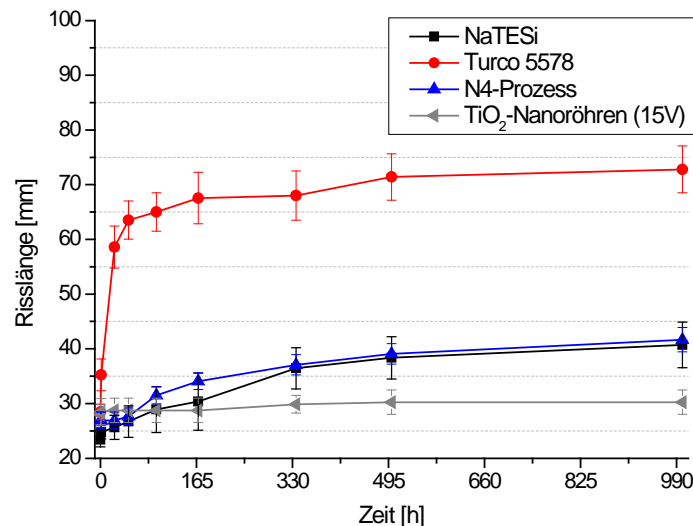


Abbildung 45: Wedge Test: Rissfortschritt über Auslagerungszeit (Alterung 50°C/95% r.H.).

Um das Verhalten der Verklebung auch bei anderen mechanischen Belastungsprofilen zu untersuchen, wurde anschließend der Rollenschältest nach DIN EN 1464 durchgeführt. Während vor einer Alterung der Proben alle Vorbehandlungen außer dem „TiO₂-Nanoröhren“ Prozess gleichartige Schälkräfte im Bereich von 10 kN/m mit kohäsivem Bruch im Klebstoff zeigen, ergibt sich nach Alterung (1000 h bei 50°C / 95 % r. H.) eine Differenzierung welche die Ergebnisse der Wedge Tests untermauern. Die Schälkraft sinkt bei den Prozessen „NaTESi“ und „N4“ auf ca. 7,5 kN/m mit Bruchlage kohäsiv im Kleber. Die reduzierte Schälkraft ist bedingt durch die Eindiffusion von Feuchtigkeit in den Kleber. Für Turco 5578 ist jedoch nur mehr eine Schälkraft von ca. 4 kN/m zu messen bei nahezu vollständig adhäsivem Versagensbild (Abbildung 46).

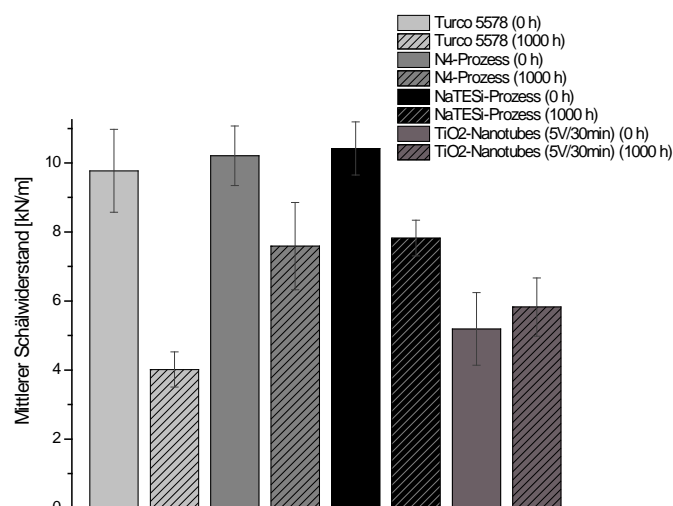


Abbildung 46: Rollenschälversuch nach DIN EN 1464.

Bei der Untersuchung der Klebefestigkeit der mit dem TiO_2 -Nanoröhren Prozess vorbehandelten Proben zeigte sich im Rollenschältest ein unerwartetes Ergebnis. Im Gegensatz zum Wedgetest, der mit einem minimalen Rissfortschritt eine ausgezeichnete Haftung, besser noch als das NaTESi Referenz Verfahren, angezeigt hatte, versagten die so vorbehandelten Proben bei dem geänderten Belastungsprofil im Rollenschältest schon im ungealterten Zustand bei so geringer Belastung, dass keine Schälkräfte mehr ermittelt werden konnten. Als Ursache konnte in analytischen Untersuchungen der Bruchflächen ein Ablösen der nano-röhrenförmigen Titanoxidschicht von der Metallunterlage identifiziert werden, bedingt durch eine Anreicherung von Fluorid an der Grenzfläche Titanoxidröhren zum Titanmetallsubstrat. Um diese Anreicherung zu vermindern wurde der Prozess hin zu niedrigeren Anodisierspannungen optimiert. Es konnte gezeigt werden, dass auch mit 5 V noch eine TiO_2 -Nanoröhren Struktur erzielt werden kann, die eine ausreichende Verzahnung der Klebers im Oxid gewährleistet und im Wedge Test dieselben ausgezeichnet niedrigen Risslängen aufweisen wie bei der ursprünglichen Anodisierung bei 15 V (Abbildung 47).

Im Rollenschältest ist für diese Prozessparameter eine auf 5 N/m erhöhte aber immer noch nur halb so große Schälkraft wie bei der NaTESi Anodisierung zu ermitteln (Abbildung 46). Die Bruchlage wurde nicht mehr zwischen Oxidschicht und Substrat sondern als grenzflächennah kohäsiv im Kleber ermittelt. Es hat also offensichtlich eine Wechselwirkung von Kleberbestandteilen mit der Oberfläche stattgefunden die zu einer sog. schwachen Grenzzone bei der Kleberhärtung geführt hat.

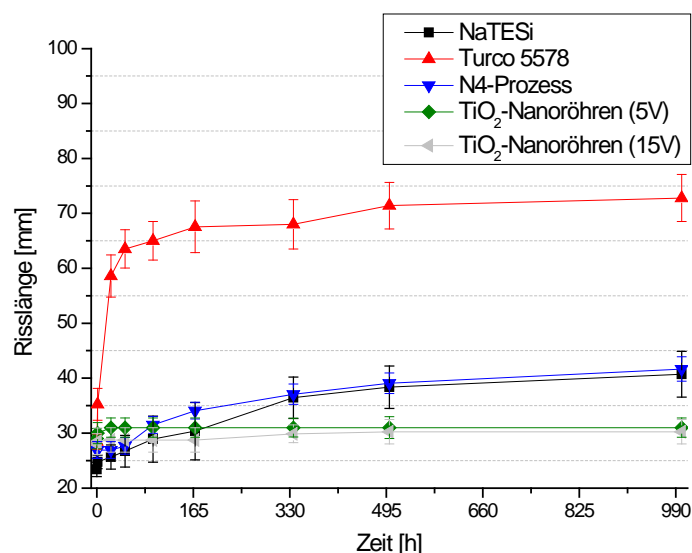


Abbildung 47: Wedge Test optimierter „TiO₂-Nanoröhren“ Prozess (5V).

Zusammenfassung Titanvorbehandlung zum Kleben:

Im Rahmen des Projektes konnten zwei Anodisierverfahren („N4“ und „TiO₂-Nanoröhren“) entwickelt und geeignete Abscheidparameter identifiziert werden, die auf die auf Titan eine für eine Verklebung geeignete nanostrukturierte Oxid Oberfläche erzeugen.

Die Untersuchung der Haftfestigkeit durch Wedge Tests und Rollenschälversuche ergaben dabei für das „N4“ Verfahren Haftungs- und Alterungsbeständigkeitswerte wie sie das NaTESi Referenzverfahren aufweist. Letzteres Verfahren war bei Airbus für strukturelle Klebung qualifiziert, kann jedoch aus Umwelt- und Gesundheitsgesichtspunkten nicht mehr eingesetzt werden. Die Alterungsbeständigkeit der beiden Verfahren liegt deutlich über dem industriell verfügbaren Vorbehandlungsverfahren Turco 5578, das für die Vorbehandlung von Titan für sekundäre Verklebungen eingesetzt wird.

Das „TiO₂-Nanoröhren“ Verfahren liefert im Wedge Test gegenüber den vorstehenden Verfahren ein nochmals verbessertes Alterungsbeständigkeitsverhalten. Dies drückt sich dadurch aus, dass während einer 1000-stündigen Auslagerung bei 50°C und 95 % relativer Luftfeuchtigkeit nahezu kein Risswachstum beobachtet werden kann. Im Rollenschälversuch jedoch kann nach Auslagerung nur noch die Hälfte der Schälfestigkeit erzielt werden wie bei NaTESi oder N4. Analytische Untersuchungen konnten zeigen, dass dies auf eine sich bei der Verklebung ausbildende schwache Grenzzone im Kleber zurückzuführen ist und nicht auf ein adhäsives Versagen des Klebers am Titanoxid. Für eine industrielle Umsetzung des Verfahrens muss daher ein mit der Oberfläche kompatibler Kleber ermittelt werden, der diese Ausbildung einer schwachen Grenzzone nicht zeigt.

2.6 Hochfeste AlMgSc-Profilen aus Meltspin-Vormaterial

Autor: Frank Palm

Ziel

Die Voruntersuchungen, und hier besonders die Simulationen innerhalb des ENWERUM Projekts (Kap. 2.4.1) haben gezeigt, dass eine höhere Festigkeit im Stringer-Material die Strukturfestigkeit deutlich steigern kann. Der heute in den Schub-Druck beanspruchten Laserstrahl geschweißten Unterschalen beim Airbus A380 eingesetzte Stringer-Werkstoff EN-AW6110A T6 der Fa. Otto Fuchs hat eine Design-Mindestzugfestigkeit von 380 MPa sowie eine entsprechende Mindest-Streckgrenze von 360 MPa. Seitens Airbus bestand nun die Forderung einen, zumindest ebenbürtigen AlMgSc-Stringer zu entwickeln, damit dieser als Laser geschweißte Versteifung auf einem AlMgSc-Hautfeld eine vergleichbare Strukturleistung ermöglichen könnte. In den späten 1990'iger Jahren, waren erste Strangpressversuche an AlMgSc-Legierungen wenig erfolgreich verlaufen. Es konnten zwar mit Legierungen des Typs AlMg4,5-5,0Sc0,2-0,3ZrMn (ALCOA C586) Zugfestigkeitswerte (R_m : 395-420 MPa) und Streckgrenzen ($R_{p0,2}$: 298-347 MPa) bei guten Dehnungen (A_5 : 10,5 - 13,5 %) erzielt werden. Man blieb jedoch unter den etablierten Kennwerten der in A318 und A380 Druckrumpf-Unterschalen verbauten Laser geschweißten 6xxx-Legierungen (6056 bzw. 6110A T6). Da gleichzeitig ein ausgesprochen hoher Widerstand gegen Interkristalline Korrosion (nach sogenannter Sensibilisierung (Langzeitwärmebeeinflussung bei 70 – 200°C)) ge-

fordert war, muss metallurgisch bedingt der Mg-Gehalt der Ziellegierung auf Werte von 3,0 – max. 3,5 wt% gesenkt werden. Der damit einher gehende Verlust an Mischkristallverfestigung ist nur durch erhöhten Sc-Zusatz (→ mehr Ausscheidungshärtung über kohärente Al₃ScZr-Phase) zu kompensieren. Eine weitere Herausforderung war die besondere Metallurgie der Sc-modifizierten AlMg-Werkstoffe. Sie zwingt zur Durchführung des Strangpressens in einem Temperaturfenster 300 < x < 350°C, um die ungewollte vorzeitige Überalterung der AlMgSc-Legierung = Festigkeitsverlust (Vergrößerung der Al₃Sc-Phase) verhindern zu können. Es wurde absolutes Neuland betreten, da niemals zuvor solche Sc-modifizierten AlMg-Legierungen bei derart niedrigen Temperaturen in recht dünnwandige Stringer (s = 2,0 mm) verpresst wurden. Im Einzelnen war also abzuarbeiten:

- Definition einer höherfesten & korrosionssicheren AlMgSc-Profil-Legierung
- Präparation des Vormaterials mittels Schnellerstarrung (Melt-spin-Technologie in Kooperation mit RSP Technology, Delfzijl, NL)
- Entgasung & Kompaktierung zu Pressbolzen für die Industrie-nahen Versuche bei den Firmen. ALCOA Hannover und Otto Fuchs (OF) Meinerzhagen
- Strangpressen von 2 mm Stringer-Profilen gemäß Airbus-Geometrie-Vorgaben Vorgaben unter Beachtung der prozess-technischen (thermischen) Randbedingungen
- Umfassende Charakterisierung des Probenmaterials (statisch, dynamisch & Korrosion)
- Bereitstellung von Material für Airbus-in Haus-Versuche

Ergebnisse:

Aus vorhandenem Restmaterial und neu beschafften AlSc2 Master-Legierungen wurden in Zusammenarbeit mit Hoesch Metallurgie (Düren) die Vorlegierungsmasseln hergestellt. Die 5 Schmelzchargen hatten die in Tabelle 2 ermittelten Zusammensetzungen. Das Verhältnis Sc/Zr war 2/1 und das Überlegieren mit Mg diente der Kompensation des zu erwartenden Mg-Legierungs-Abbrand während des über mehrere Stunden laufenden Melt-spin-Gießprozesses.

Bestellung Position 1	Sc [%]	Mg [%]	Zr [%]	Mn [%]
A 1				
A 2				
A 3				
A 4				
A 5 *				

Tabelle 2: Zusammensetzung der Vorlegierungsmasseln (hergestellt bei Hoesch Metallurgie).

Das so hergestellte Vormaterial wurde zur Fa. RSP Technology, Delfzijl, NL transferiert und dort auf der industriellen Melt-spin-Anlage prozessiert. Die Gießchemie des Materi-

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 53

al war etwas verändert, da die Prozessführung und gewählte Abgusstemperatur zum oben beschriebenen leichten Mg-Verlust führen (Tabelle 3).

Nach dem Kleinhacken (engl. „chopping“) des, von der Wasser gekühlten Cu-Trommel Trommel ablaufenden, ca. 80 -100 µm dicken und 5 mm breiten Endlosspan (engl. „ribbon“) stand dann das Granulat (engl. „flakes“) zur Weiterverarbeitung zur Verfügung. Auftragsgemäß stellte RSP Technology daraus mehrere Bolzen (∅ ca. 200 mm – Länge ca. 500 mm) für nachfolgende Strangpressversuche her. Dafür wurden diese Bolzen in Scheiben vorkompaktiert (theoretische Dichte ca. 70 – 80%), stapelt diese in eine passende Al-Kanne und führte eine gestufte Entgasungsbehandlung durch und verdichtete die Bolzen final in einer HIP-Anlage.

	3 E 1	4 E 2
	%	%
IMG Labor-Nr.	4943-10	4944-10
Si		
Fe		
Cu		
Mn		
Mg		
Cr		
Ni		
Zn		
Bi		
Pb		
Sn		
Zr		
Sc		

Institut für Materialprüfung Glörfeld GmbH

Tabelle 3: Finale Zusammensetzung des Melt-spin-Materials (ICP/OES Messung Fa. Glörfeld).

Das Strangpressen erfolgte in Zusammenarbeit mit den Firmen ALCOA (1. Pressung) und OTTO FUCHS (2. Pressung), da beide über sehr leistungsfähige 1500 t starke Direkt-Strangpressen verfügen, welche für das Extrudieren von hochlegierten Luftfahrtwerkstoffen Verwendung finden. In beiden Fällen wurden der Rezipient und der Pressbolzen vorgeheizt und in die in Abbildung 48 gezeigte Stringer-Geometrie verpresst.

Es hat sich gezeigt, dass bei diesen Prozesstemperaturen die volle Presskraft der Anlagen in beiden Firmen genutzt werden mussten, um letztlich die Herstellung möglichst möglich zu machen. Zusätzlich kann davon ausgegangen werden, dass aufgrund von von adiabater Erwärmung die Prozesstemperatur im formgebenden Querschnitt sogar sogar über 3xx°C gelegen haben muss, da am ablaufenden Profil-Strang (ca. 2 m hinter hinter der Matrize) noch Temperaturen von ungefähr 3xx°C zu messen waren. Diese

Diese Temperaturentwicklung ist nur sehr schwer zu steuern und wird einerseits durch die Werkgeometrie (4 Stringer Stern-Matrize bei ALCOA – 4 Stringer Dach-Matrize bei OF) und den damit festgelegten Materialfluss und andererseits stark durch die Pressgeschwindigkeit bestimmt. Einfach gesagt: Je schneller das Profil abläuft desto wärmer wird es und damit fällt wiederum der Fließwiderstand in der Legierung, was im Nachgang bei mangelnder Kontrolle sofort zu einer weiteren Prozesstemperaturerhöhung führen würde. Schon bei $3xx^{\circ}\text{C}$ kann man an sich von einer beginnenden Überalterung der AlMgSc-Legierung ausgehen. Zu hohe Prozesstemperaturen sind deswegen kontra-produktiv mit Blick auf die Profilstärke. Umgehen ließe sich dieses Problem nur durch eine weiter Herabsetzung der Prozesstemperaturen. Jedoch ist dann, wie einige ausgewählte Versuche gezeigt haben, keine prozess-sichere Verarbeitung sprich Extrusion für solch feine Profil-Querschnitte mehr möglich. Nur einfache Geometrien mit niedrigen Verpress-Verhältnissen können dann noch dargestellt werden.

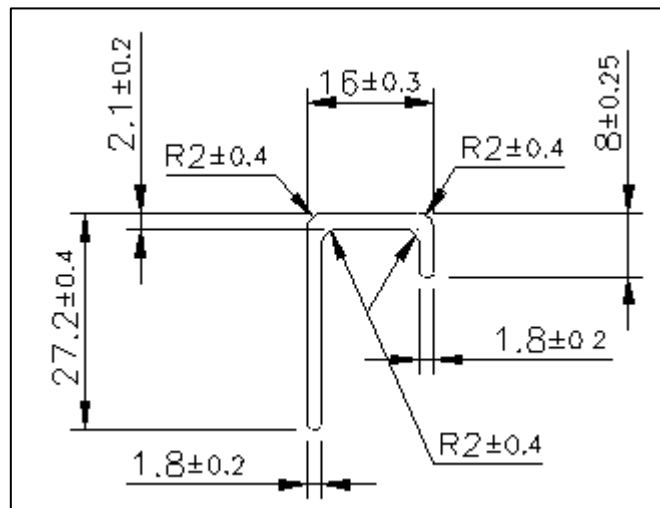


Abbildung 48: Gepresste Stringer-Geometrie (Schweiß-Stringer A380).

Nach Eingang wurden die Profile zu aller erst metallografisch analysiert (Abbildung 49). (Abbildung 49). Man erkennt ein zeiliges, offensichtlich nicht rekristallisiertes Gefüge in L-Richtung (= Press-Richtung).

Die Übersichtsaufnahmen zeigen eingelagerte zeilige Artefakte, die bei größer werdender Auflösung in ihren Konturen aber verschwinden und sich einer tiefer gehenden Analyse damit entziehen. Deswegen wurde versucht, das Gefüge im Rasterelektronenmikroskop (REM) unter Nutzung der Rückstreu-Elektronenstrahlung Elektronenstrahlung (EBS = electron beam backscattering) zu charakterisieren. Dazu erfolgte nach dem Überschleifen der Probe eine Oberflächensensibilisierung mittels Ionen-Ätzen und nachfolgende Begutachtung im REM mit Hilfe des Ordnungszahlkontrasts (Abb. 48). Es wird offensichtlich, dass das Profilgefüge alles andere nicht rekristallisiert ist, sondern eine ausgeprägt feine, weitgehend äquidistant ausgeprägte Kornstruktur besitzt (Korngröße $200\text{ nm} - 2\text{ }\mu\text{m}$), in welche immer wieder zeilig verlängerte Körner (Aspekt-Verhältnis ca. $5 - 10:1$) eingelagert sind. Diese erreichen Länge von bis zu $10\text{ }\mu\text{m}$. Deutlich heben sich die bei dieser Legierungschemie zu erwartenden Primär-Phasen AlFe(MnSi) hervor (weiße Punkte, weil im Ordnungszahlkontrast Ele-

mente mit hoher Ordnungszahl heller erscheinen als die AlMg Matrix). Ihre Verteilung ist recht gleichmäßig, blockige Ansammlung oder andere Agglomerate sind nicht zu erkennen. Das Vorhandensein von Al_3ScZr -Phasen kann mit dieser Vorgehensweise nicht überprüft werden, da deren Größe deutlich kleiner als 10 nm ist.

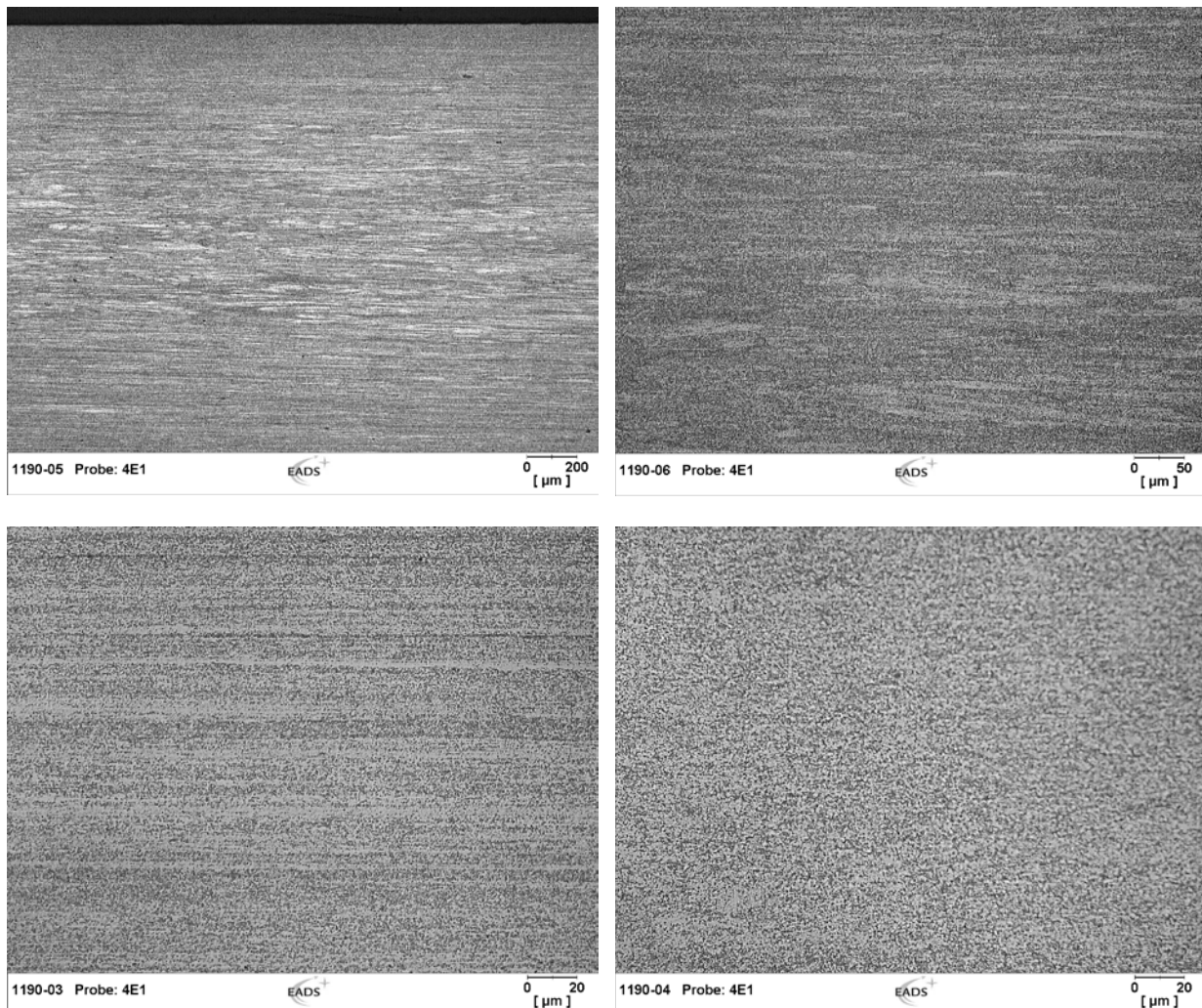


Abbildung 49a-d: Metallografische Bewertung der Mikrostruktur der Legierung Scalmalloy (ALCOA).

Die Übersichtsaufnahmen zeigen eingelagerte zeilige Artefakte, die bei größer werdender Auflösung in ihren Konturen aber verschwinden und sich einer tiefer gehenden Analyse damit entziehen. Deswegen wurde versucht, das Gefüge im Rasterelektronenmikroskop (REM) unter Nutzung der Rückstreu-Elektronenstrahlung Elektronenstrahlung (EBS = electron beam backscattering) zu charakterisieren. Dazu erfolgte nach dem Überschleifen der Probe eine Oberflächensensibilisierung mittels Ionen-Ätzen und nachfolgende Begutachtung im REM mit Hilfe des Ordnungszahlkontrasts (Abbildung 50). Es wird offensichtlich, dass das Profilgefüge alles andere nicht rekristallisiert ist, sondern eine ausgeprägt feine, weitgehend äquidistant ausgeprägte Kornstruktur besitzt (Korngröße 200 nm – 2 μm), in welche immer wieder zeilig

verlängerte Körner (Aspekt-Verhältnis ca. 5 – 10:1) eingelagert sind. Diese erreichen Länge von bis zu 10 μm . Deutlich heben sich die bei dieser Legierungsschemie zu erwartenden Primär-Phasen $\text{AlFe}(\text{MnSi})$ hervor (weiße Punkte, weil im Ordnungszahlkontrast Elemente mit hoher Ordnungszahl heller erscheinen als die AlMg Matrix). Ihre Verteilung ist recht gleichmäßig, blockige Ansammlung oder andere Agglomerate sind nicht zu erkennen. Das Vorhandensein von Al_3ScZr -Phasen kann mit dieser Vorgehensweise nicht überprüft werden, da deren Größe deutlich kleiner als 10 nm ist.

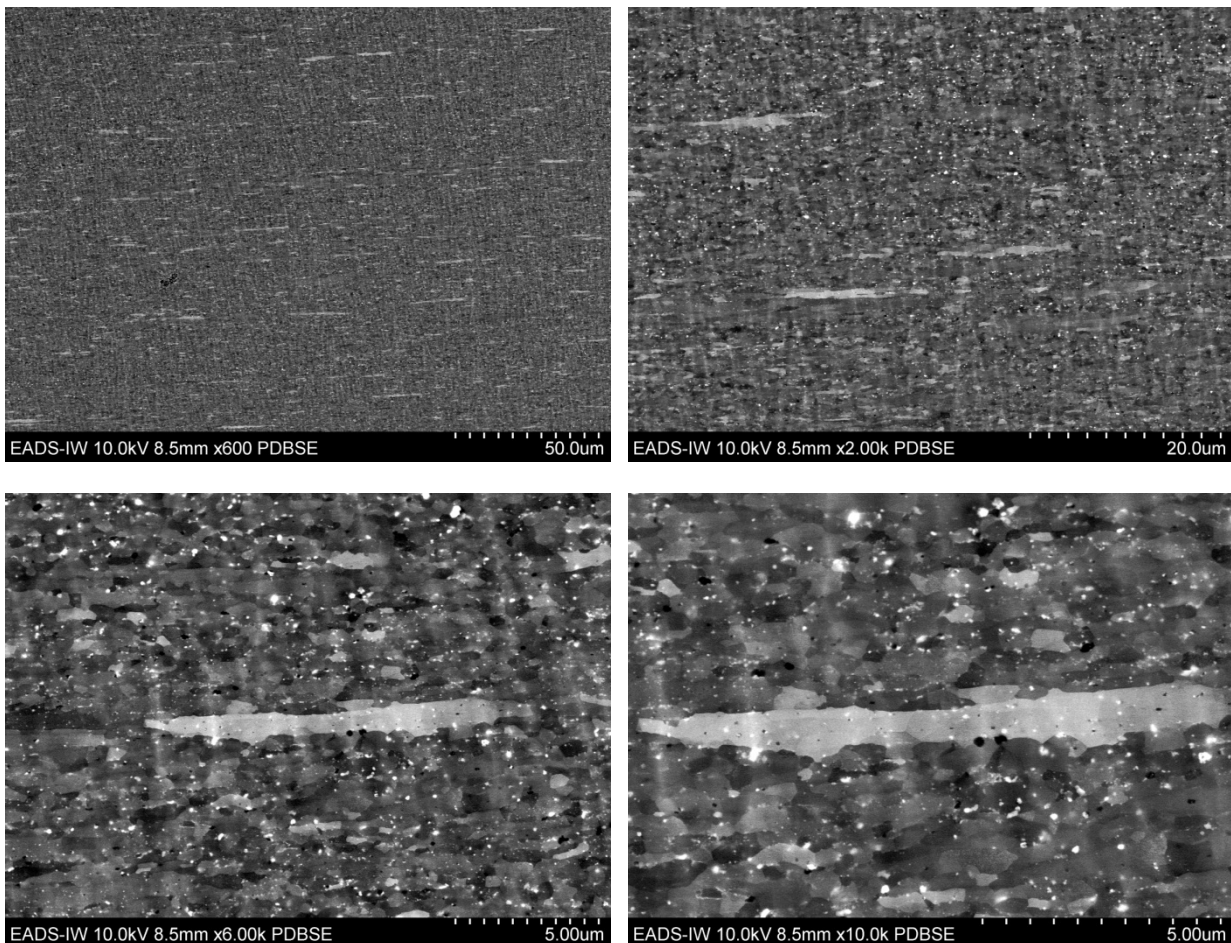


Abbildung 50: Gefüge-Charakterisierung des Profils Scalmalloy im REM mittels Rückstrahl-Elektronen und Ordnungszahlkontrast (ALCOA.)

Es ist etwas unerwartet, dass die vorliegende AlMg -Legierung trotz des sehr hohen Gehalts an Rekristallisation behindernden Übergangselementen Sc & Zr & Mn komplett sehr feinkörnig vorliegt.

Nachfolgend wurde die 1ste Strangpress-Kampagne (ALCOA) hinsichtlich der erzielten erzielten statischen Festigkeitswerte analysiert. Aufgrund der bereits weiter oben beschriebenen Problematik „unerwünschte (aber kaum verhinderbare) adiabate Erwärmung“ wurde zuerst der Profilanfang genauer untersucht. Hier sollten die Effekte der im Prozess sich aufbauende Erwärmung am wenigsten zeigen. Tabelle 4 summiert die Ergebnisse der Zugprüfung an entsprechend in L-Richtung entnomme-

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 57

nen Flachproben gemäß EN-ISO 6892-1 auf. Es handelt sich dabei um den wie gepressten Zustand (also ohne ein definiertes Recken (= Geradeziehen)). Alle Zugproben zeigen eine sehr gute und gleichmäßige Festigkeit & Bruchdehnung.

Die gleichen Untersuchungen am Stranganfang wurden dann mit Recken (~ 1%) durchgeführt (Tabelle 5). Hier fällt nun auf, dass die gemessene Festigkeit etwas zurückgeht. Wir beobachten also ein „strain softening“ anstatt dem üblichen „strain hardening“.

Probe-Nr.	a ₀ [mm]	b ₀ [mm]	S ₀ [mm ²]	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
5	2.03	7.97	16.18	72.1	467	484	13.8	22
6	2.01	7.95	15.98	74.4	473	488	11.5	25
7	2.05	7.96	16.32	73.5	465	482	13.7	23
8	2.03	7.99	16.22	69.5	468	482	13	27
Mittelwert:				72.4	468	484	13.0	24
Standardabweichung:				1.9	3	2	0.9	2

Tabelle 4: Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand – Entnahmestelle am Profil-Stranganfang.

Über dieses Phänomen gibt es kaum Literatur, da solche feinen Gefügestrukturen in „normalen“ hochfesten Al-Luftfahrtwerkstoffen nicht vorkommen. Einzig aus den Forschungsbereichen, die sich mit Nano-Strukturierung von metallischen Werkstoffen beschäftigen, gibt es Schilderungen über ähnliche Beobachtungen, jedoch keine schlüssigen Erklärungen.

Probe-Nr.	a ₀ [mm]	b ₀ [mm]	S ₀ [mm ²]	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
1A3	2.03	7.99	16.22	71.6	436	467	11.3	22
2A3	2.03	7.99	16.22	73.0	436	467	12	26
3A3	2.01	7.96	16.00	73.3	432	466	11.3	24
4A3	2.00	7.98	15.96	72.9	436	466	12.3	23
Mittelwert:				72.7	435	467	11.7	24
Standardabweichung:				0.7	2	1	0.4	1

Tabelle 5: Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Stranganfang.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 58

Losgelöst davon sind aber die Festigkeitswerte, trotz des Rückgangs um ~ 15 MPa immer noch sehr gut und beeindruckend gleichförmig!

Im nächsten Schritt wurde dann die Festigkeit der Stringer-Profile am Ende des Profil-Strangs überprüft, um kontrollieren zu können, inwiefern durch die Kontrolle der Strangpress-Geschwindigkeit ein Wegdriften der Festigkeitswerte verhindert werden kann. Tabelle 6 zeigt das Ergebnis. Es ist also durchaus möglich die ungewollte Werkstoffentfestigung annähernd vollständig zu verhindern. Der Profilstrang zeigt eine Festigkeit, die ungefähr 1 – 1,5% geringer ausfällt als am Stranganfang, ein Unterschied der fast schon im Messrauschen untergeht. Wiederum ist die Gleichmäßigkeit in Festigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung beeindruckend.

Probe-Nr.	a ₀ [mm]	b ₀ [mm]	S ₀ [mm ²]	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
1E3	1.99	7.99	15.90	71.8	430	461	13.4	27
2E3	2.02	7.99	16.14	72.4	428	456	13.1	29
3E3	1.96	7.99	15.66	71.8	436	462	10.5	28
4E3	2.00	7.98	15.96	70.7	429	457	12.8	28
Mittelwert:				71.7	431	459	12.5	28
Standardabweichung:				0.6	3	2	1.1	1

Tabelle 6: Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Strangende.

Last but not least wurde nun die Festigkeitsentwicklung des Stringer-Profils nach simulierter Kriechumformung (inkl. Reparaturfall) hinterfragt. Das Material soll ja in Laser geschweißten Schalenstrukturen Anwendung finden, wobei das zurzeit favorisierte Vorgehen eine Relaxationsumformung der Hautfeld-Stringer-Struktur vorsieht. Für den Fall eines Verfahrensproblems wird eine 2. Ofenfahrt angenommen, womit sich die akkumulierte Zeit verlängert.

Probe-Nr.	a ₀ [mm]	b ₀ [mm]	S ₀ [mm ²]	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
1.3Sc 1	2,04	7,50	15,30	73,6	421	453	13	23
1.3Sc 2	2,04	7,52	15,34	70,6	422	454	13	22
1.3Sc 3	2,04	7,54	15,38	72,6	420	452	14	24

Tabelle 7: Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + 1 % Recken – Entnahmestelle am Profil-Strangende + WBH.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 59

Nach dieser Thermallast überaltert die getestete Scalmalloy-Legierung weiter und erreicht somit eine finale Festigkeit (im hypothetischen Bauteil) (Tabelle 7). Sie ist damit ca. 10% fester als die etablierte und im Airbus A380 eingesetzte geschweißte Stringer-Legierung EN-AW6110A T6 (Tabelle 8). Noch überzeugender ist jedoch die erzielte Verbesserung gegenüber der etablierten AlMgSc –Legierung C586 der Fa. ALCOA. Insbesondere die aus Dimensionierungsgründen sehr wichtige Streckgrenze konnte um mehr als 25% gesteigert werden, obwohl der Anteil der Mischkristallverfestigung viel geringer ausfällt. Dies spricht für die Effizienz der Prozessführung, bei der es gelungen ist, mit Hilfe des Schnellerstarrungsverfahrens Melt-spinning, praktisch alles Sc in den übersättigten AlMg-Mischkristall zu zwingen. Die nachfolgenden Prozess-Schritt Entgasen-Kompaktieren-Strangpressenlaufen laufen dann in einem Temperaturfenster ab, in dem sich die $L1_2$ - Al_3ScZr Ausscheidungen bilden können, welche die beobachtete Verfestigung der Legierung ermöglichen. Deswegen haben hier nun wenige wt% Sc ausgereicht, um diesen Festigkeitsgewinn erzielen zu können. Sc ist ein relativ teurer Legierungszusatz, sodass dessen optimale Verwendung große Bedeutung hat.

Probe-Nr.	a_0 [mm]	b_0 [mm]	S_0 [mm ²]	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
61-1	2,05	7,61	15,60	71,6	383	411	10	21
61-2	2,05	7,63	15,64	74,0	386	414	11	21
61-3	2,05	7,63	15,64	73,1	384	412	10	21

Tabelle 8: Stat. Zugfestigkeitskennwerte der AlMgSiCu-Stringer-Legierung EN-AW6110A T6.

Als abschließender Schritt wurden nun die Ergebnisse der Versuchspressungen bei der bei der Fa. ALCOA mit denen der Fa. Otto Fuchs verglichen. Der einzige markante Unterschied dabei war die unterschiedliche Gestaltung des Strangpresswerkzeugs (statt Stern eine dachförmige Anordnung der 4 Profile) sowie ein leicht erhöhtes Pressverhältnis (der Rezipienten-Durchmesser bei OF ist 176 mm und bei ALCOA 168 mm). Tabelle 9 zeigt nun eine Zusammenstellung der Ergebnisse am Strandanfang und am Strangende.

Leg/Zus	v_{Strang} (m/min)	Block-Nr	PL	PO	R_{p01} (MPa)	R_{p02} (MPa)	R_m (MPa)	A5 (%)
Scalmalloy	0,7	1	A	L	437	450	476	13,3
Scalmalloy			E	L	384	407	452	16,8
Scalmalloy	1,4	2	A	L	428	444	477	13,3
Scalmalloy			E	L	379	395	436	15,5
Scalmalloy	0,7	3	A	L	432	447	480	11,4
Scalmalloy			E	L	391	409	449	16,6
Scalmalloy	1,0	4	A	L	378	392	409	5
Scalmalloy			E	L	364	381	422	13,4

Tabelle 9: Stat. Zugfestigkeit der Legierung Scalmalloy (Otto Fuchs) im wie gepressten Zu- stand.

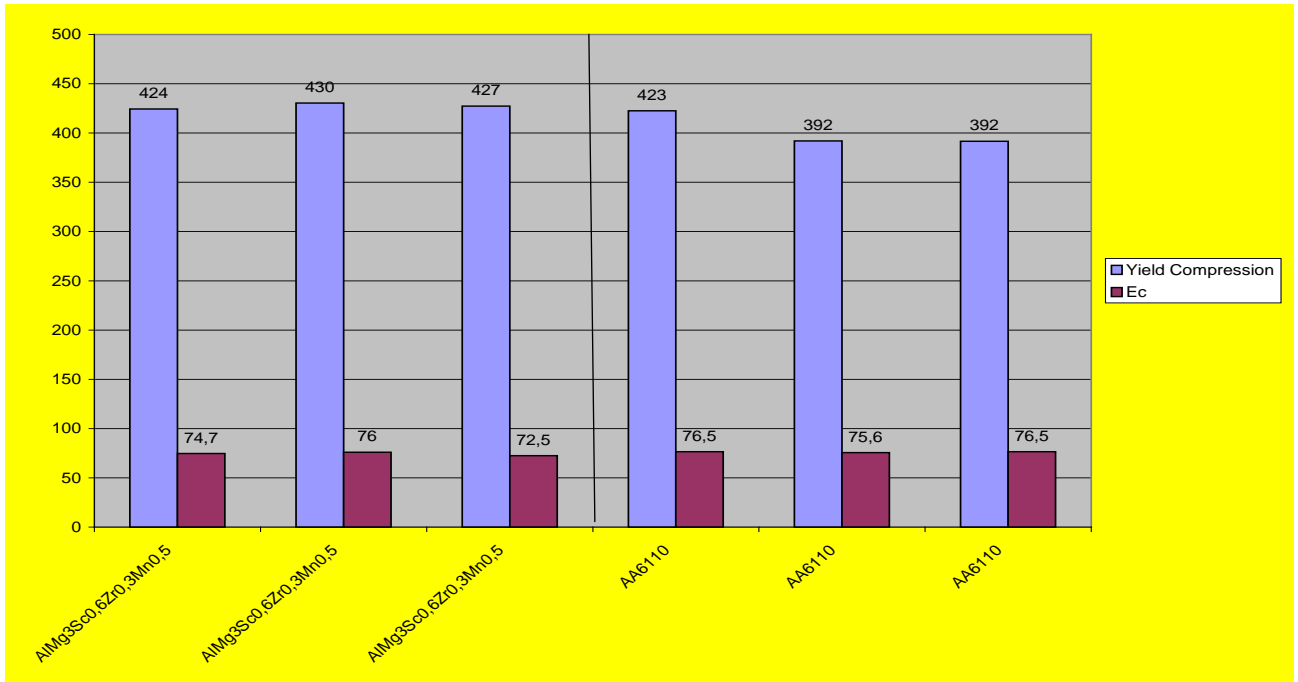


Abbildung 51: Druckfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA) im wie gepressten Zustand + Wärmenachbehandlung.

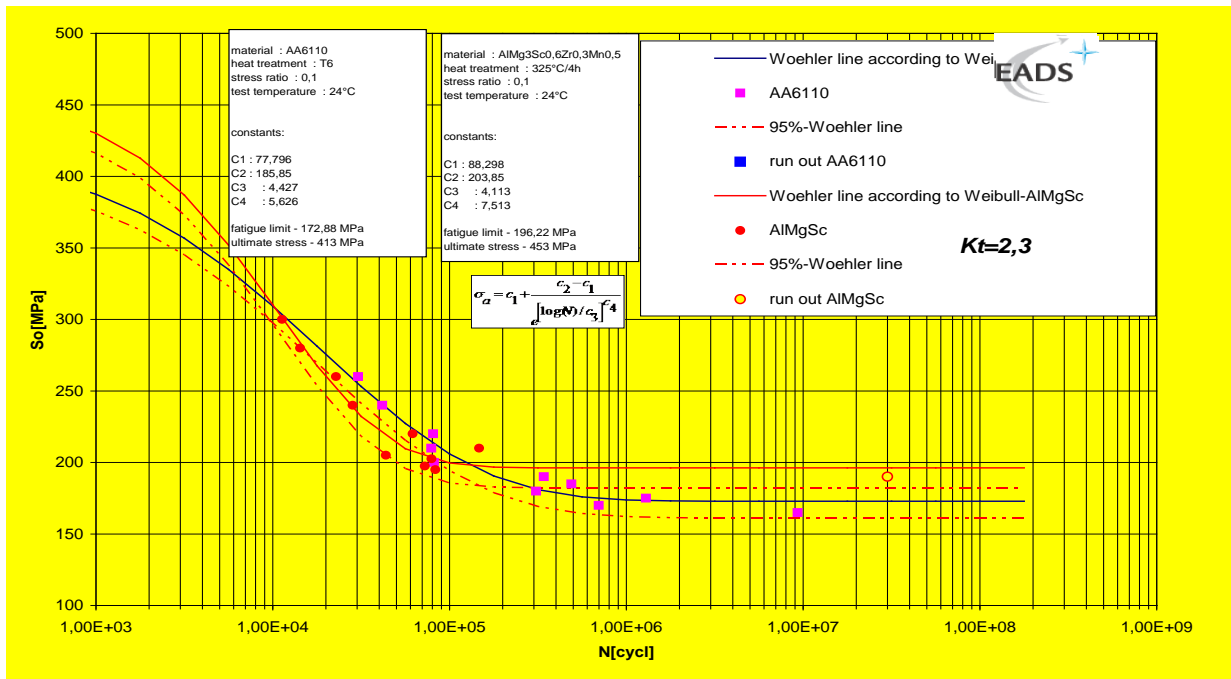


Abbildung 52: Gekerbte (Kt = 2,3) Dauer- bzw. Zeitfestigkeit der Legierung Scalmalloy (ALCOA), wie gepressten Zustand + Wärmenachbehandlung

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM AbschlussAbteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MSBericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 61

So sind die erzielten Festigkeiten an Stranganfang nur unwesentlich geringer als die bei ALCOA bestimmten Kennwerte, jedoch fallen die Kennwerte zum Strangende deutlich ab. Somit liegt der Verdacht nahe, dass das OF-Werkzeug-Design und damit der Materialfluss im formgebenden Gesenk nachhaltig die Prozesstemperaturen (adiabate Erwärmung) beeinflussen können, wobei die Pressgeschwindigkeit im Vergleich zu ALCOA sehr ähnlich waren.

Neben den Zugfestigkeiten wurde an ALCOA-Profilen auch die Druckfestigkeit überprüft überprüft und am Standardwerkstoff EN-AW6110A T6 gespiegelt (Abbildung 51). Auch hier zeigt sich die Überlegenheit der zuvor definierten Scalmalloy-Legierung. Mit ca. 10% mehr Druckfestigkeit werden die von AIRBUS verlangten Verbesserungen innerhalb dieser Entwicklungskampagne voll erreicht. Der eine etwas höher ausfallende Wert bei 6110A ist in Zweifel zu ziehen, da bei der Prüfung 3 x die Maschine gestoppt hat.

Abschließend wurde das Ermüdungsverhalten der Scalmalloy im finalen Zustand, sprich sprich mit Wärmenachbehandlung für den gekerbten Zustand $K_t = 2,3$ überprüft. Wiederum erfolgte der direkte Vergleich mit den Standardstringer in geschweißten Unterschalenstrukturen (Bauweise Airbus A380) (Abbildung 52).

Auch hier erweist sich die Scalmalloy-Legierung als besser, offenbart sie doch eine 15 - 20% höhere Ermüdungsfestigkeit. Die unerwartet gute Kerbzähigkeit der AlMgSc-Profilen konnte in der Zwischenzeit auch an anderen Scalmalloy-Profilen reproduziert werden.

Zusammenfassung

Im Rahmen des Teilprojekts konnte gezeigt werden, dass die Herstellung von höherfesten AlMgSc-Profilen, welche den Anforderungen von Airbus bzgl. leistungsverbesserten Druckrumpf-Unterschalenstrukturen gerecht werden können, über Schnellerstarrungsmethoden möglich ist. Alle ermittelten Kennwerte zeigen deutliche Eigenschaftsverbesserungen. Über den Mg- und Sc-Anteil im Legierungskonzept Scalmalloy lässt sich die Zielfestigkeit über ein weites Festigkeitsfenster maßschneidern. Sehr hohe Anforderung hinsichtlich Korrosionssicherheit kann man durch Limitierung des Mg-Gehalt absichern. Versuche haben mittlerweile gezeigt, dass mit Mg-Gehalten und Sc-Mengen sogar Festigkeiten jenseits von 700 MPa eingestellt werden können.

2.7 Hochfeste AlMgSc-Bleche mittels Bandgießverfahren

Autor: **F. Palm**

Ziel

Verbesserte Schub-Druck-Fähigkeiten in Laser geschweißten Druckrumpfstrukturen benötigen nicht nur höherfeste Stringer, sondern auch einen Hautfeldwerkstoff, dessen Streckgrenze die der etablierten Hautwerkstoffe (EN-AW2024 (2524) T3 (in genieteten Unterschalen) & EN-AW6156 oder 6013 T6 (in Laser geschweißten Unterschalen) deutlich überschreitet. Jedenfalls haben dies die Simulationsrechnungen klar herausgestellt und die realen 2-Stringer-Stauchversuche auch eindeutig bestätigt. Die AlMgSc-Legierungen der 1. Generation bieten solche, hohen Streckgrenzen nicht an, sind aber

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 62

als AlMg-Basis-Legierungen gut für die geschweißte Bauweise geeignet. Mehr Festigkeit kann über einen erhöhten Sc-Gehalt generiert werden, was zumindest in den AlMgSc Scalmalloy-Profilen schon nachgewiesen wurde. Zwingende Voraussetzung ist aber dann ein Gießprozess, der dank ausreichend hoher Abkühlgeschwindigkeiten das zulegierte Sc in der benötigten Menge im übersättigten Mischkristall einfrieren kann, damit in der nachfolgenden thermo-mechanische Verarbeitung (Auswalzen in passende Bleche + Tempern) das gewünschte Festigkeitsziel erreicht wird. Abbildung 53 beschreibt diese Zielsetzung, wobei in der 1. Projektphase einen Festigkeitsgewinn (Streckgrenze) von ca. 20 – 25% erzielt werden soll.

Ergebnisse

Nach umfangreichen Literaturstudien konnte eine Breitbandgießtechnik gefunden werden, deren Merkmale die Herstellung des gewünschten Materials ermöglichen sollte. Flexcaster™ ist ein so genanntes 2-Rollen-Horizontal-Bandgießverfahren („twin belt strip caster“). Er kann auch höher legierte Al-Werkstoffe im Dickenbereich von 6 – 15 (25) mm gießen und ermöglicht dabei Abkühlgeschwindigkeiten von mehreren hundert K/sec. Andere ebenfalls in Betracht gezogenen Dünbandgießverfahren („twin roll strip caster“) sind eher dazu geeignet, niedrig legierte Al-Werkstoffe zu vergießen (z.B. Verpackungsmaterialien), da sie eine Eigenart zur Ausbildung einer zentralen Seigerungszone besitzen und in der Regel nur ≤ 5 mm Banddicke herstellen. Da das Blechdickenportfolio für Druckrumpf-Schalen 1,2 – 5,0 (8,0) mm beträgt, könnte noch dazu dann mit diesem Verfahren die gewünschten Blechen kaum dargestellt werden.

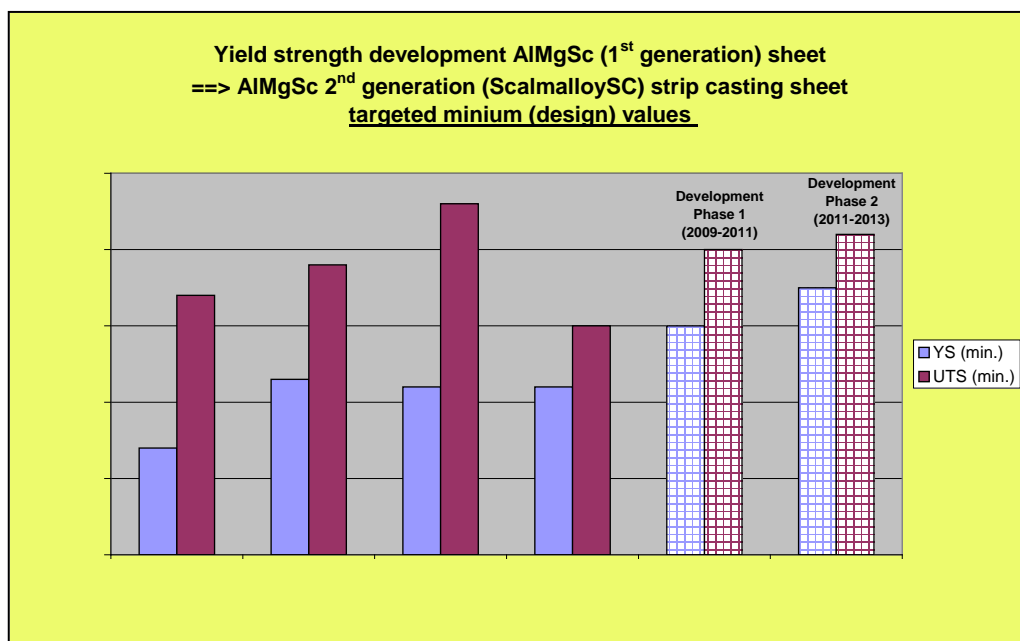


Abbildung 53: Gegenüberstellung der minimalen Zugfestigkeit – Streckgrenze für etablierte Hautfeldwerkstoff sowie AlMgSc 1. Generation → Festigkeitsziele für neue Scalmalloy Bleche.

Industrielle-Anlagen stehen zurzeit in Kanada und in Japan. Sie sind in der Lage, Breiten bis zu 2200 mm direkt zu gießen. Für die Versuche wurden 4 Versuchsschmel-

zen á 2000kg aufgesetzt, wobei eine Sc-freie Variante zur grundsätzlichen Überprüfung der Anlage diene.

Drei Sc-haltige Schmelzen sollte den kombinierten Effekt von Sc & Mg auf die erreichbaren Werkstoffkennwerte ermöglichen. Die Schmelzen wurden bewusst niedrig in Fe- & Si-Gehalten zusammengestellt, damit der Anteil an schädlichen Primär-Phasen möglichst gering ausfällt (Tabelle 10).

Die permanent ablaufenden Guss-Blechstreifen sind 370 mm breit und hatten eine Dicke von 10 mm. Sie wurden in ca. 2000 lange Streifen getrennt und dann passend gelagert, damit es durch die Restwärme zu keinen ungewollten Auslagerungseffekten kommen konnte. Zum Nachweis, dass die gewünschte Übersättigung mit Sc gelungen ist, wurde die Härte im „wie gegossenen Zustand“ und im ausgelagerten Zustand überprüft.

	Composition (wt% by OES)										
2% master alloy											3
cast 936											
cast 937											
cast 938											

* Scandium concentrations by ICP analysis

Tabelle 10: Zusammensetzung (ICP/OES) der 3 Sc-haltigen Versuchsschmelzen.

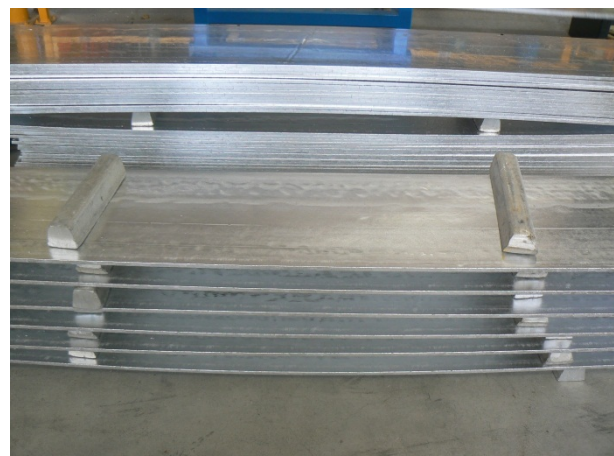
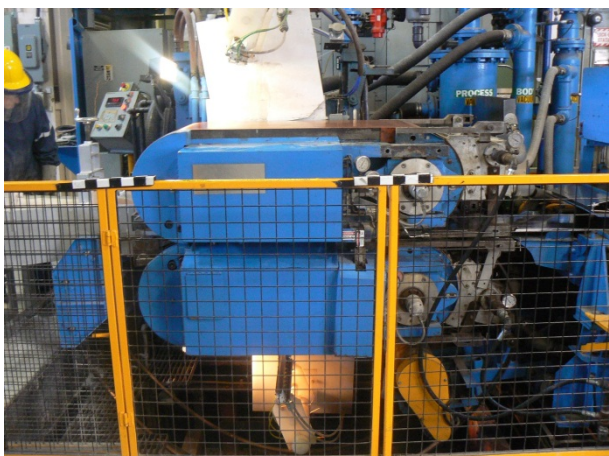


Abbildung 54: Abgegossene Bleche der Charge 936.

In allen 3 Legierungsfällen sind die Bleche in Gusszustand weich mit nur geringen Unterschieden zwischen Oberfläche und Blechkern. Erwartungsgemäß zeigt die Charge 938 auch eine leicht erhöhte Grundhärte.

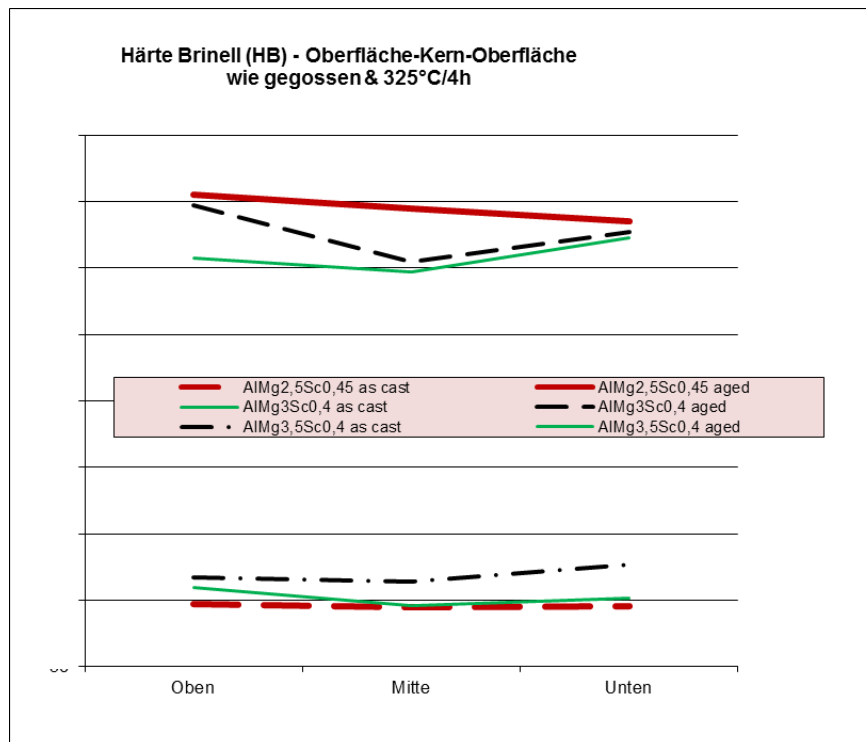


Abbildung 55: Härteveränderungen in den 3 gegossenen AlMgSc-Chargen 936 / 937 / 938.

Passend dazu steigt die Gefügehärte signifikant an, wenn die Sc-bezogene Auslagerung durchgeführt wird. Das mehr an Sc in der Charge 936 führt dementsprechend zu einem größeren Härtezuwachs. Hieraus lässt sich ableiten, dass die gewollte Zwangslösung des Sc weitgehend erreicht worden ist, also die im Verfahren anliegenden Abkühlbedingungen ausreichend „scharf“ sind, um Sc in Lösung zu halten. Jedoch scheint die Erhöhung des Mg-Gehalts von 936 → 938 diesen Mechanismus etwas zu behindern.

Die Guss-Struktur ist im Plattenkern relativ fein ausgebildet, obwohl kein Kornfeinungszusatz (TiB5 oder TiC) während des Abgießens zugeführt wurde. Bei hoher Auflösung sind fein verteilte Prozess-inhärente Erstarrungslunker erkennbar. Die Menge an Primär-Ausscheidungen ist vernachlässigbar. An sich ähnelt das Gefüge dem einer Sc-freien AlMg-Legierung. Der Vergleich mit dem Rand der 10 mm dicken Gußplatte zeigt jedoch deutliche Unterschiede. Hier wird zum Rand hin das Gußkorn immer grober. Gerade die Gegenüberstellung von Abbildung 56 mit Abbildung 57 macht dies deutlich.

Die offensichtlich besseren Wärmeableitbedingungen unterdrücken in der Randzone eine Sc/Zr basierte heterogene Keimbildung (alles Sc + Zr bleibt in Lösung) und führt so zu diesem groben Korn.

Manchmal findet man aber auch gröbere Al₃Sc-Primärphasen, um die das Gußkorn dann „wunderschön“ aufgewachsen ist. Vom Grundsatz her sind solche „Gefügeschönheiten“ aber unerwünscht, da sie zeigen, dass einerseits Sc nicht in Lösung gegangen, somit also für die Aushärtung fehlen wird. Und andererseits die Gießbedingungen eben noch nicht ideal gewesen sind. Solche, auch als Al₃Sc-Schmetterling be-

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 65

zeichnete Gefüge-Artefakte sind jedoch in einem nur sehr geringen Umfang beobachtet worden.

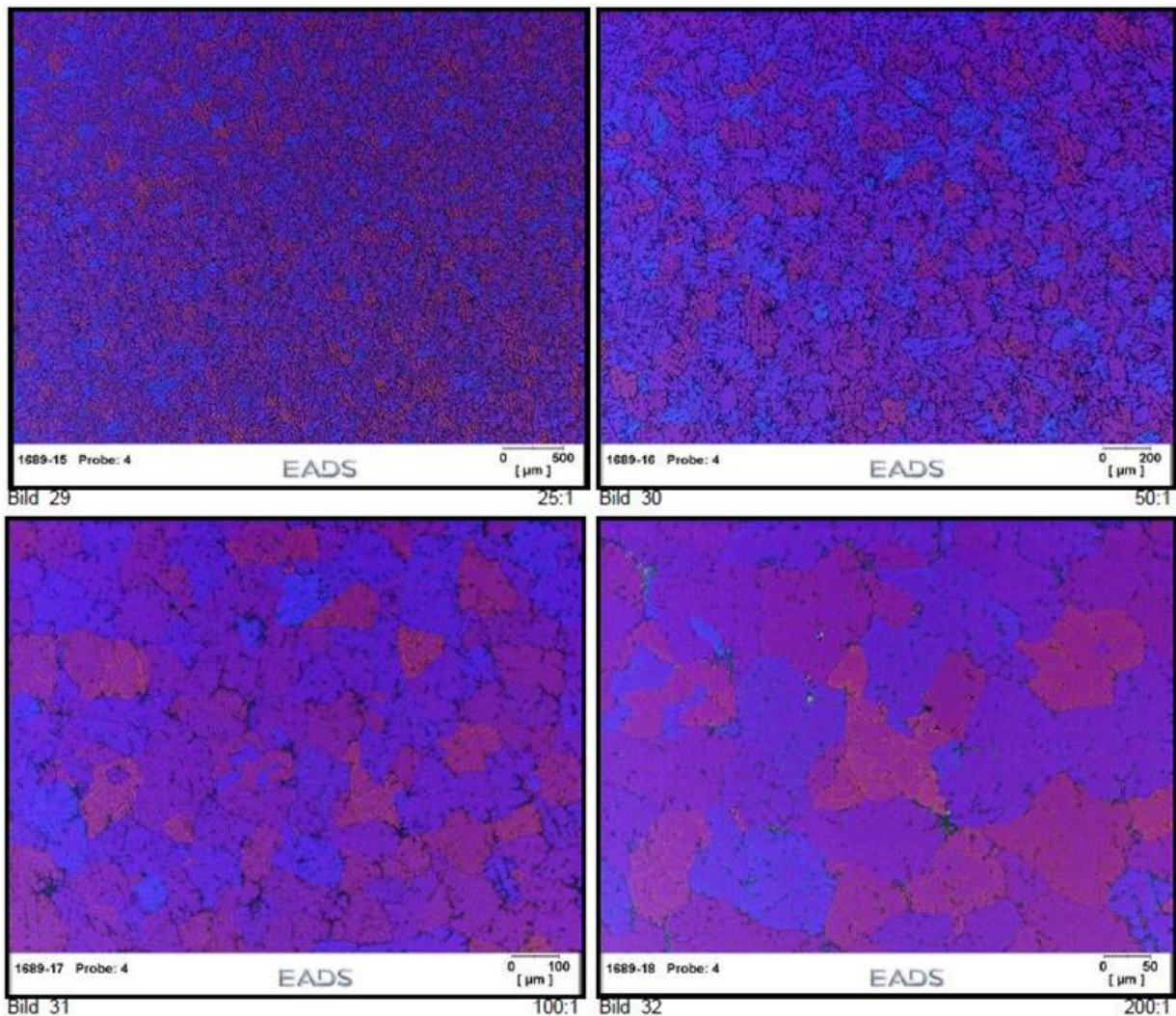


Abbildung 56 a - d: Mikrostrukturentwicklung im wie gegossenen Zustand Charge 936 („ge-Baker-t“) Probenzentrum.

Mit dem gelieferten Material wurden in Zusammenarbeit mit dem Institut für bildsame Formgebung (IBF), RWTH Aachen (Prof. Hirt) Walzversuche durchgeführt. Dabei wurde die Ausgangsdicke von 10 mm in 5 – 8 Stichen auf die Zieldicke von ca. 3 mm abgewalzt. Die Kürzel a & b stehen für Kaltwalzen und die Kürzel c & d für Warmwalzen. Abgeschlossen wurde dieses Procedere mit einer finalen Wärmebehandlung bei, welche in der Regel vor Ort im EADS Forschungslabor in Ottobrunn (an Luft) durchgeführt wurde.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 66

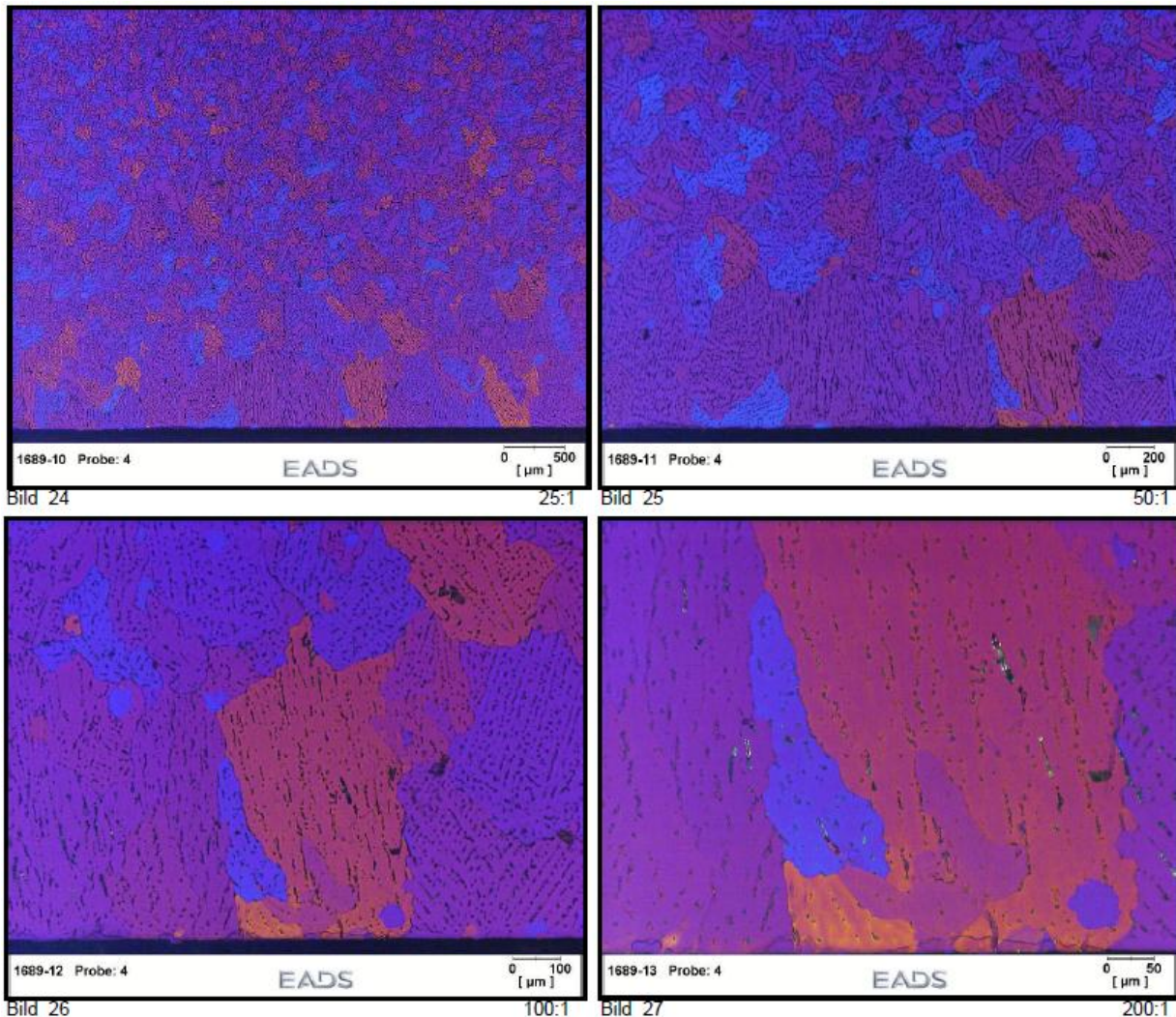


Abbildung 57 a - d: Mikrostrukturentwicklung im wie gegossenen Zustand Charge 936 („ge-Baker-t“) Probenoberfläche.

Die Streckgrenze (Abbildung 59) liegt bei alle 3 Guss-Varianten über 3xx MPa, teilweise teilweise sogar über 3xx MPa. Die Dehnungen sind $\geq 10\%$. Quer zur L-Richtung (LT- (LT-Richtung) (Abbildung 60) werden sogar noch bessere stat. Festigkeitskennwerte ermittelt. Dehnung & Brucheinschnürung zeigen sich ebenfalls verbessert bzw. gleich. Die leeren Plätze in beiden Diagrammen sind leider auf eine H₂-Schädigung der Prüfplatinen zurückzuführen. Nach finaler Wärmebehandlung wiesen relativ viele Proben Poren und Oberflächen-Blister auf. Solche, offenkundig beschädigte Proben, wurden dann für die Zugprüfung nicht mehr herangezogen. Die direkte Nachfrage ergab, dass H₂-Aufnahme und daraus ableitbare Schädigung des Versuchsmaterials beim Labor-Caster „immer mal wieder“ vorkäme und dass die Ursachen noch nicht ganz klar wären.

EADS

 Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

 Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

 Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 67

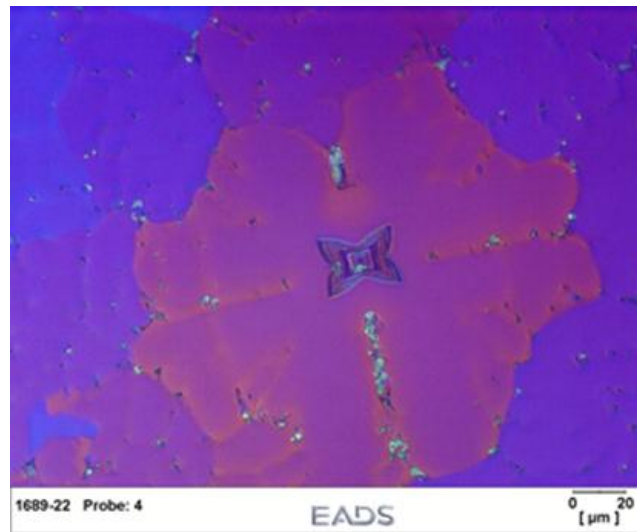


Abbildung 58: Relativ groß ausgebildeter („wunderschöner“) Al_3Sc -Schmetterling, der während der Erstarrung als heterogener Keim gewirkt hat.

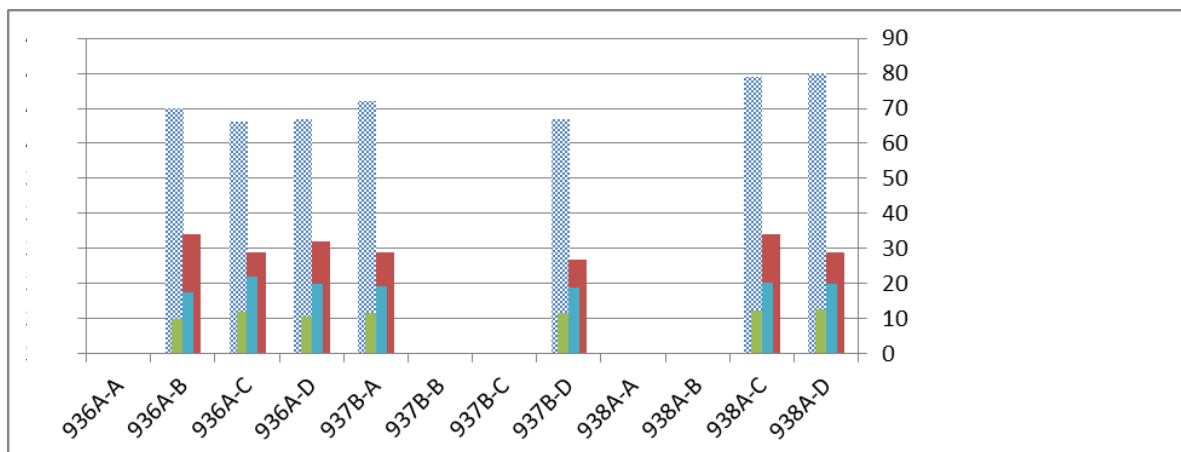


Abbildung 59: Statische Zugfestigkeit über alle 3 Guss-Varianten (Mittelwert aus jeweils 3 Proben), geprüft in Walzrichtung (L).

Zusammenfassung

Der 2-Rollen-Bandgießen ist ein probates Mittel, um Endkontur-nah Blech-Halbzeug Halbzeug herstellen zu können. Die ersten Ergebnisse sind recht vielversprechend, da die gemessenen Festigkeiten einen Zuwachs an Streckgrenzenfestigkeit von über 20% gezeigt haben. Sie belegen folglich, dass die Abkühlbedingungen ausreichen, um das benötigte Sc in Zwangslösung zu halten. Über beide Walzprozessführung-Methoden, Kaltwalzen mit abschließender Wärmebehandlung oder Warmwalzen mit abschließender Wärmebehandlung lassen sich ähnliche Festigkeitswerte erreichen.

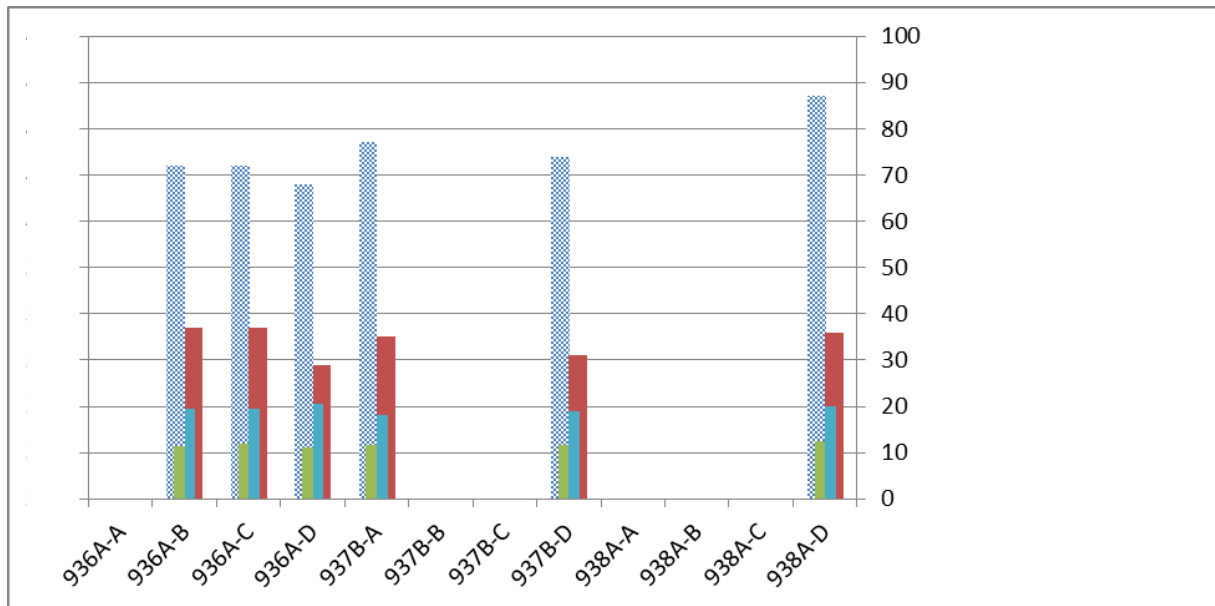


Abbildung 60: Statische Zugfestigkeit über alle 3 Guss-Varianten (Mittelwert aus jeweils 3 Proben), geprüft quer zur Walzrichtung (LT).

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Nach dem erfolgreichen Einstieg in die Blechherstellung von AlMgSc Blechen mit hoher hoher Streckgrenze (2. Generation AlMgSc = ScalmalloySC) mit Hilfe des Bandgießens soll diese Technologie im Verbundprojekt ECO-RADICAL (LuFo IV, 4. Aufruf) weiterentwickelt und auf industrielle Randbedingungen hochskaliert werden.

2.8 Charakterisierung von Al-Li- und Al-Sc-Legierungen

Autorin: Dr. Blanka Lenczowski

Ergebnisse

Zur Unterstützung der Konzepte im TP 10 und TP20 wurden neue, höherfeste Legierung Al-Mg-Sc (Ko8542) von Aleris hinsichtlich der „Key-Eigenschaften“ untersucht und mit vorhandenen Daten der Legierung Ko8242 sowie mit den konventionellen Luftfahrtwerkstoffen (AA2524, AA2024) verglichen. Darüber hinaus wurden aus der Sicht der Weiterentwicklung von leistungsfähigen metallischen Laminaten (hochleistungsfähiges Glare) experimentelle Arbeiten zur Festigkeitssteigerung des neuen vielversprechenden Basislaminatwerkstoffes Al-Cu-Li (1441) durchgeführt. Eine weitere Reduktion des Strukturgewichtes scheint unter anderen mit den AlMgLi-Legierungen möglich. Als Ergebnis der früheren Kooperation von EADS mit russischen Forschungsinstituten und Herstellern wurde gemeinsam die Legierung 1424 patentiert. Das „NoGo“ für die Legierungsanwendung war die höhere Rissfortschrittgeschwindigkeit bei niedrigen Frequenzen in NaCl-Lösung im Vergleich zu konventionellen Legierungen. Somit sollte dies ebenfalls an der sich z. Zt. in Entwicklung befindliche AlMgLi-Legierung von Constellium überprüft werden, um somit das aktuelle Anwendungspotential für neue gewichtsoptimierte metallische Flugzeugstrukturen einschätzen.

AlMgSc-Legierungen

Die mikrostrukturellen Untersuchungen der beiden AlMgSc-Legierungen ergaben im Wesentlichen keine Hinweise auf unterschiedliche Materialeigenschaften. Erst im Zugversuch (Abbildung 61) konnte man feststellen, dass die $R_{p0,2}$ -Dehngrenze und Zugfestigkeit der neuen Legierung um ca. 20 MPa höher liegen als bei der Legierung Ko8242, wobei die Bruchdehnung dementsprechend geringer war. Ferner wurde kein gravierender Abfall der Werte bei niedrigeren Prüftemperaturen - 55°C im Vergleich zu Raumtemperatureigenschaften festgestellt. Unter anderem die Mindestwerte für $R_{p0,2}$ und Bruchdehnung für Vergleichswerkstoffe (2024 T351, 6013 T62) wurden erreicht. Ähnliche Tendenz ergab sich für die Untersuchungen im Druckversuch. Angesichts der Tatsache, dass der Magnesium- als auch Scandiumgehalt von Ko8542 geringer liegen als bei der Legierung Ko8242 und dafür der Mangangehalt erhöht wurde, ist zu vermuten, dass die Mangandispersoide und der höhere Umformgrad im Wesentlichen für die höhere Festigkeit der neuen Legierung Ko8542 verantwortlich sind.

Die Untersuchungen zum damage-tolerante-Verhalten ergaben bei der Prüffrequenz $f=6$ Hz für $\Delta K < 20$ MPa \sqrt{m} und $f=0,025$ Hz für $\Delta K < 40$ MPa \sqrt{m} schnelleres Risswachstum im NaCl-Medium im Vergleich zu Luftumgebung. Im höheren ΔK -Bereich war der Rissfortschritt unabhängig vom Medium und die Rissfortschrittgeschwindigkeit war wesentlich besser als bei den Standardlegierungen. Ferner wurde festgestellt, dass die ältere Variante der Al-Mg-Sc-Legierung (Ko8242) wesentlich vorteilhaftes Rifo-Verhalten sowohl in NaCl als auch an der Luft bei $\Delta K > 20$ MPa \sqrt{m} ausweist. Dies ist auf die geänderte chemische Zusammensetzung zurückzuführen. Bei den Restfestigkeitsuntersuchungen konnte sowohl kein Einfluss der Prüftemperatur als auch der chemischen Zusammensetzung festgestellt werden. Ähnliches Bild ergab sich für das R-Kurvenverhalten und die Ermüdungseigenschaften.

Die Spannungsrissskorrosionsuntersuchungen (SpRK) bei konstanter Last von 75%-75%- $R_{p0,2}$ ergaben keine Empfindlichkeit gegenüber SpRK. Es ist aus der Literatur bereits bekannt, dass bei den konventionellen Al-Mg-Legierungen mit Mg Gehalten $>3\%$ eine Sensibilisierung gegenüber interkristalliner Korrosion ausweisen, jedoch nicht wenn sie thermisch belastet werden. Durch das Scandium konnte der Sensibilisierungseinfluss wesentlich verbessert werden und die Korrosionsbeständigkeit der Legierung ist exzellent. Wird die Legierung jedoch über längeren Zeitraum der thermischen Sensibilisierung ausgesetzt, erfolgt auch hier eine Sensibilisierung gegenüber IK- und Schichtkorrosion. Somit wurde hier die Phänomenologie der Sensibilisierung mittels detaillierten mikrostrukturellen Untersuchungen vertieft. Hierzu wurden die Materialproben von der Auslagerungstemperatur auf Raumtemperatur mit kontrollierter Abkühlgeschwindigkeit 15°C/h langsam abgekühlt und zum Teil für Korrosionsuntersuchungen thermisch bei 85°C/1000 h ausgelagert. Für interkristalline Korrosion wurde NAMLT-Test/ASTM G67 und für Schichtkorrosion ASSET-Test/ASTM G66 verwendet. Es stellte sich heraus, dass die Legierung mit geringerem Mg-Gehalt bessere Beständigkeit gegenüber der interkristallinen Korrosion unabhängig von der thermischen Belastung ausweist.

Dagegen genau entgegengesetztes Verhalten beobachtete man bei den Schichtkorrosionsuntersuchungen. Um die mikrostrukturellen Veränderungen in Abhängigkeit von der Legierung, bzw. der chemischen Zusammensetzung und thermischer Belastung besser zu verstehen, wurden Widerstandsmessungen der Ausscheidungskinetik bei unterschiedlichen Temperaturen in Korrelation mit Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) in verschiedenen thermisch belasteten Zuständen durchgeführt. Ziel war die Identifikation der Ausscheidungen/Dispersoide wie β -Phase (Al_8Mg_5), $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$, Al_6Mn , Al_3Cr , $\text{Al}_{12}(\text{Cr}, \text{Mn})$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, deren Verteilung im Korninneren und vor allem an der Korngrenze wegen der Unterschiede in der Korrosionsbeständigkeit (Potentialunterschiede zwischen Korninnerem und Korngrenze).

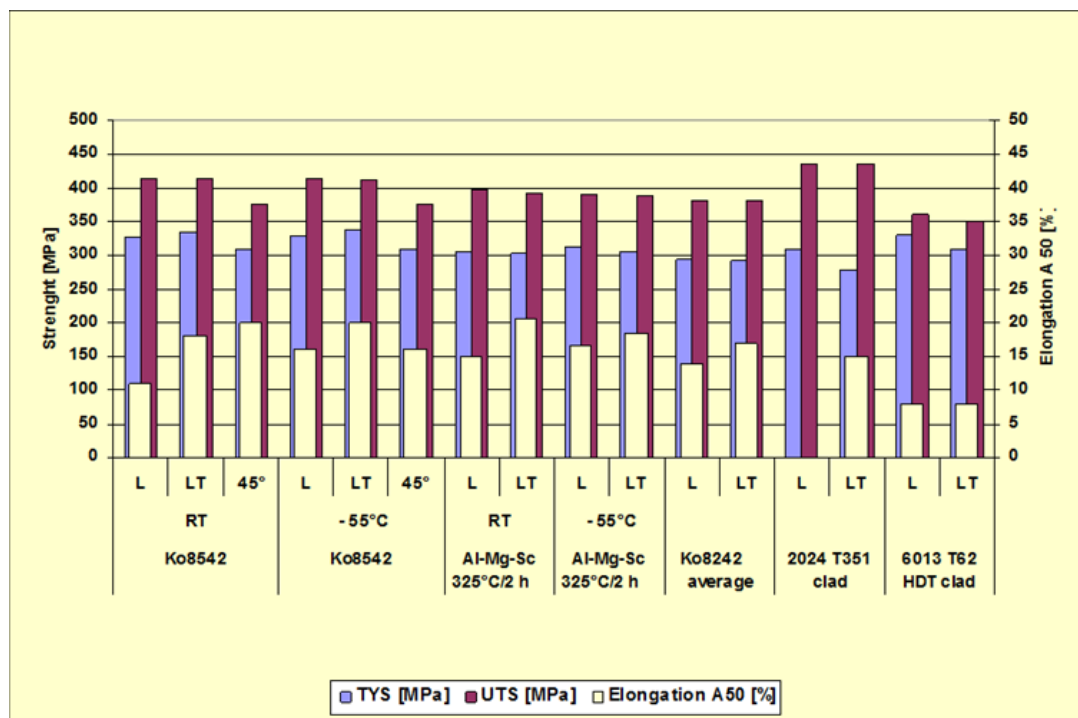


Abbildung 61: Vergleich der Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch bei RT und -55°C.

Die Legierung-Ko8242 (höheres Magnesiumgehalt) zeigte nach der langsamen, definierten Abkühlung (15°C/h) eine hohe Dichte von Beta-Phasen an den Korngrenzen, wobei hier noch keine zusammenhängenden Beta-Phasensäume erkennbar waren. Nach 85°C/1000 h kam zum Anwachsen/Vergrößerung der Einzelnen Beta-Phasen, wobei sie zum Teil kurze zusammenhängende Säume bildeten. Obwohl die Legierung-Ko8542 geringeres Mg-Gehalt hat, zeigte sie nach der langsamen Abkühlung eine höhere β -Beta-Phasendichte und geringfügig größeren Phasen als Ko8242. Außerdem waren lokal zusammenhängende Säume zu erkennen. Nach der thermischen Auslagerung 85°C/1000 h bildeten sich hier deutlich längere zusammenhängende Säume ohne eine Vergrößerung der Beta-Phasen als bei Ko8242. Offensichtlich besitzt die Ko8542 günstigere Keimbildungsbedingungen bzw. mehr Keimstellen für die Beta-Phase als Ko8242. Möglicherweise ist dafür die Anwesenheit von Al_6Mn -Phase in

Ko8542 verantwortlich, die als Nuklei für die β -Phase nach der thermischen Auslagerung fungiert bzw. veränderte Mg-Löslichkeit in Mischkristall bei Anwesenheit von Mangan. Das unterschiedliche Korrosionsverhalten der zwei Legierungen ist ferner auf die unterschiedliche (Sub-)Kornstruktur zurückzuführen.

Die Ko8542 zeigt zum Teil nicht erholte Mikrostrukturbereiche mit „wesentlich“ feinerer feinerer Mikrostruktur, die die Ausscheidung der β -Phase an der Korngrenze durch den durch den kürzeren Diffusionsweg begünstigt. Somit hat diese Mikrostrukturbeschaffenheit einen positiven Effekt auf das IK-Verhalten, da die ausfallenden Körner kleiner sind und somit zu einem kleinen Massenverlust beitragen. Andererseits begünstigt die feinere Mikrostruktur/ Feinzelligkeit der Legierung Ko8542 die Schichtkorrosionsanfälligkeit.

Al-Cu-Li-Legierung (1441)

Im Rahmen der Untersuchungen wurde vorerst das verfügbare Material von russischen Materiallieferanten KUMZ mit der Foliendicke 0,3 und 0,4 mm metallographisch (LM: Gefügecharakterisierung, GDOS zur Bestimmung der Li-freien Zone) untersucht und statisch geprüft. Ferner überprüfte man die chemische Zusammensetzung. Das Untersuchungsprogramm diente der Verbesserung der Festigkeitseigenschaften mittels höheren Streckziehraten (bis zu 6%). Unter Beachtung der anschließenden Herstellungsprozesse und deren Prozessparameter wurden die relevanten Materialeigenschaften (Festigkeiten, Umformbarkeit, Korrosionsverhalten) bestimmt und mit den Versuchsparmeter korreliert. Tendenziell stellte man fest, dass die höheren Reckgrade die Festigkeitseigenschaften verbessern, jedoch ab ca. 5-6% keine wesentliche Verbesserung herbeiführen werden konnten.

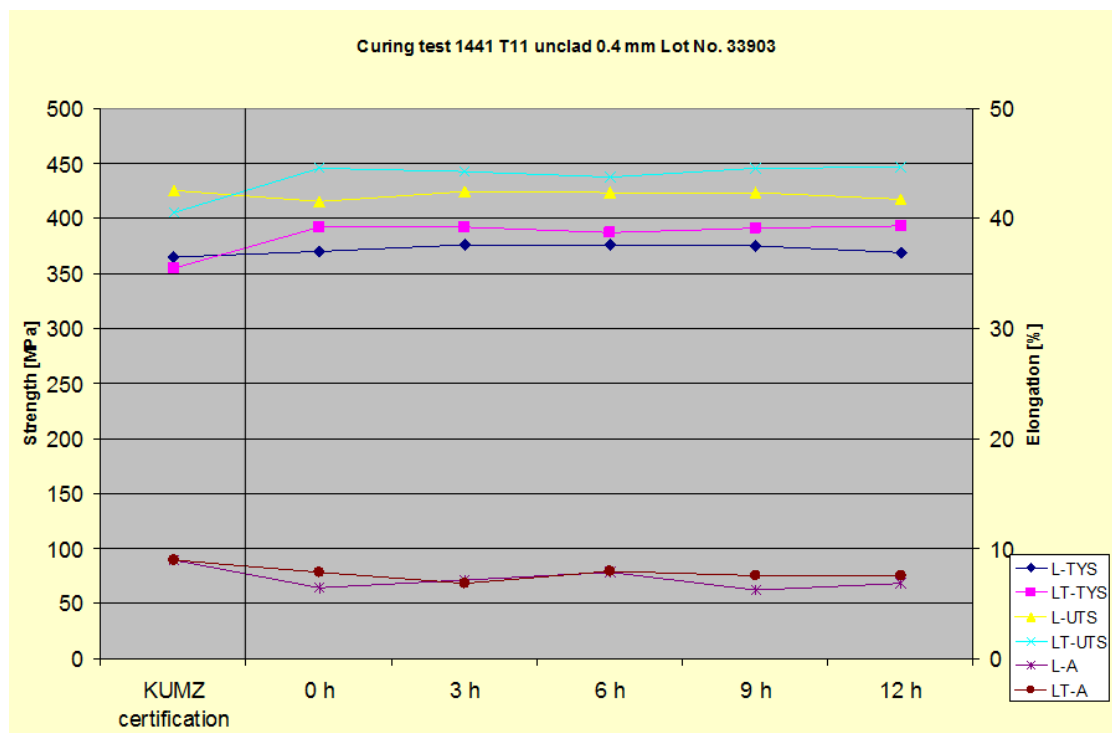


Abbildung 62: Einfluss der Prozessparameter hinsichtlich der Glare-Herstellung auf die Materi-

aleigenschaften.

Eine Simulation der thermischen Aushärtung bei der Glare-Herstellung zeigte keinen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften (Abbildung 62), allerdings auf die interkristalline Korrosion.

Al-Mg-Li-Legierung

Eine neue AlMgLi-Versuchslegierung der Firma Alcan wurde bzgl. ihrer mechanischen und technologischen Eigenschaften untersucht und mit der Referenzlegierung 2024 T351 sowie mit der artgleichen russische Legierung (1424) verglichen. Das Blechmaterial wurde von Alcan in Dicke von 4.2 mm im ausgehärteten Zustand geliefert. Von besonderem Interesse waren die zyklischen Rissfortschrittseigenschaften unter NaCl sowie niedrigen Frequenzen und die Restfestigkeit. Darüber hinaus wurden neben der metallographischen Charakterisierung die statischen Zug-, Druck- und Lochleibungseigenschaften sowie die Ermüdungseigenschaften und das Korrosionsverhalten untersucht.

2.9 Rühr-Reibschweißen

Autor: Jürgen Silvanus

Ziel

Ziel dieses Arbeitspaketes ist es, für das Fügen von Rumpfsktion an –sektion den genieteten Überlappstoß durch einen geschweißten Stumpfstoß zu ersetzen. Angestrebt wird zum einen die Reduzierung der Fertigungszeit. Zum anderen sind es die Verringerung des Strukturgewichtes, die Verbesserung des Korrosionsverhaltens sowie die höhere Belastbarkeit durch den Ersatz des Überlappstoßes. Das relevante Schweißverfahren, welches den Ansprüchen genügen kann, ist das Festkörperschweißverfahren Rühr-Reibschweißen. Der relevante Werkstoff ist die Legierung EN-AW 5024/Ko8242 in der Dicke 3,2 mm. Aufgrund der hohen angenommenen zyklischen Belastung der Schweißnähte im Einsatz sind keine inneren Schweißnahtmerkmale wie Verdichtungsfehler zulässig.

Ergebnisse

Es ist für die oben beschriebene Zielanwendung ein spezielles Rühr-Reibschweißwerkzeug entwickelt, gefertigt und erprobt worden.

Gegenstand der Entwicklungsarbeiten ist eine Variante des DeltaN FS Rühr-Reibschweißwerkzeugs. Das Schweißen von Komponenten innerhalb der Endmontage erlaubt keine Nutzung eines festen Gegenlagers zur Aufnahme der vertikalen Prozesskraft. Die Vertikalkraft muss innerhalb des Werkzeugs generiert und aufgenommen werden können.

Somit besteht die Notwendigkeit, ein Werkzeugdesign mit 2 Schulterstücken zu verwenden. Nach außen ist das Werkzeug nahezu frei von Vertikalkraft.

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 73

Für den Rühr-Reibschweißprozess stellt die Verwendung des Zweischulter-Werkzeuges eine drastische Veränderung der Prozessbedingungen im Vergleich zum Standard- also Ein-Schulterwerkzeug dar:

Bei Letzterem ist der Wärmefluss vorwiegend vertikal ausgeprägt, also von der drehenden Schulter durch den Fügeteilquerschnitt hindurch in die Grundplatte, die als ausgeprägte Wärmesenke betrachtet werden kann.

Bei dem Zwei-Schulterwerkzeug kann keine Wärme in eine Grundplatte fließen, weil keine existiert. Aus diesem Grund ist bei der Prozessführung die Gegebenheit einer Möglichkeit des Wärmeabflusses in die Horizontale, also entlang der beiden Fügepartner und fort vom Schweissort, entscheidend für die Darstellbarkeit einer Rührreibschweißnaht. Die Möglichkeiten können in Form guter thermischer Leitfähigkeit und/oder genügendem Materialquerschnitt bestehen.

In dem aktuellen Fall beinhaltet der DeltaN Entwurf eine nicht-rotierende Werkzeugschulter an der Oberseite und eine Rotierende an der Unterseite. Die beiden Fügepartner befinden sich zwischen diesen beiden Schultern.

Das Werkzeug ist zunächst an der Legierung 6082-T6 verwendet worden. Hierbei wurde eine gute Eignung des Entwurfes für die Fügeaufgabe festgestellt. Das Nahtbild ist frei von Schweißnahtmerkmalen. Die beiden Schweißnahtoberflächen zeigen jeweils typische Werkzeugschulter Spuren: Die nicht rotierende Schulter hinterlässt eine sehr glatte weil warm geformte Oberfläche und die rotierende Schulter zeigt das typische schuppige Erscheinungsbild. Als Schweißparametersatz hat sich eine Drehzahl von 500 1/min bei einem Vorschub von 150 mm/min als tauglich herausgestellt.

Nach diesem positiven Ergebnis wurde die Werkzeugprüfung an der Legierung 5024 fortgesetzt. Diese hat für die Verwendung in der Flugzeugrumpf Primärstruktur die höchste Relevanz.

Eine gute Eignung des Werkzeugentwurfes konnte an der 5024 Legierung nicht ermittelt werden. Die Schweißungen zeigten an der Oberfläche, an der die drehende Schulter anlag, eine chronische Überhitzung. Es bildete sich ein bis zur Blechdickenmitte tief reichender Verdichtungsfehler, der mit überhitztem und sehr gering viskosem Schweißgut begründet werden kann. Die Nahtoberfläche, an der die nicht-rotierende Schulter anliegt, zeigt eine akzeptable Oberfläche mit nur leichten Überhitzungskennzeichen. Des Weiteren ereigneten sich nach wenigen Zentimetern Schweißnahtlänge Werkzeugbrüche.

Diese ambivalenten Ergebnisse können mit der stark unterschiedlichen Eignung der Werkstoffe 6082 und 5024 für den Rühr-Reibschweißprozess begründet werden. Wobei eine Eignung nicht einen Ausschluss beinhaltet, sondern jeweils die Notwendigkeit, Schweißparameter und Randbedingungen den Notwendigkeiten anzupassen. Die Schweißbarkeit von Legierungen bei dem Rühr-Reibschweißprozess korreliert gut mit der Strangpressbarkeit also der Warmumformbarkeit der Werkstoffe.

Die Legierung 6082 lässt sich mit einer um Faktoren höheren Geschwindigkeit bzw. um Faktoren geringeren Kraft verpressen, als die 5024 Legierung. So lässt sich der häufige Werkzeugbruch bei den Schweißversuchen an 5024 erklären.

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 74

Die starke lokale Überhitzung der 5024 Legierung hat ihre Ursache in der im Vergleich zu 6082 um ca. 30% schlechteren Wärmeleitfähigkeit. Das Zweischulter-Schweißwerkzeug führt die Wärme nicht in eine als Wärmesenke wirkende Grundplatte Grundplatte ab. Unterhalb der rotierenden Werkzeugschulter entsteht somit eine lokale lokale Überhitzung, die relativ viel Flüssigphase entstehen lässt und die weitere Rühr-Rühr-Reibschweißprozessführung negativ beeinflusst, weil die Flüssigphasenbildung die normale Reibwärmegenerierung mittels Rotation einer Werkzeugschulter und des – pins unterbindet. Dieses Phänomen ist auch vom Schweißen hoch legierter 7xxx Aluminiumwerkstoffe bekannt.

Nach diesem Erkenntnisgewinn wurden folgende Maßnahmen geplant und umgesetzt: Umgestaltung des Werkzeugs hin zu einer höheren Belastbarkeit. Dies geschieht durch einen größeren Pindurchmesser, eine verringerte Pingewindetiefe. Des Weiteren wird der Thermalhaushalt hin zu geringeren Temperaturen beeinflusst: Verringerung des Durchmesser der drehenden Werkzeugschulter, Vergrößerung des Volumens und damit der Wärmekapazität des drehenden Schulterteiles, um mehr Wärme abzuleiten. Zudem ist beabsichtigt, mittels Konvektion durch Zufuhr beschleunigter Luft dem System Wärme zu entziehen.

Die erste Maßnahme basierte auf dem existierenden Werkzeugdesign. Explizit betraf sie zum einen die Vergrößerung des Pindurchmesser sowie die Verringerung seiner Gewindetiefe, um die Belastbarkeit des Pins zu erhöhen. Des Weiteren wurde der Durchmesser also auch die Fläche der unteren rotierenden Schulter verringert, um die Reibwärmegenerierung zu reduzieren.

Die in dieser Form optimierten Werkzeuge wurden an der Legierung 5024 im Schweißprozess getestet. Es konnte keine zufriedenstellende Nahtgüte dargestellt werden, da wie zuvor die der rotierenden Schulter zugewandte Nahtseite einen nach außen klaffenden Tunnelfehler als Merkmal der mangelnden Verdichtung aufweist.

Aus diesem Ergebnis und der anschließenden Fehleranalyse wurde eine zweite Schweißwerkzeugvariante aufgelegt, die eine weiterhin verringerte Wärmegenerierung aufweisen soll. Diese zweite Maßnahme basierte auf einem nahezu komplett neuem Werkzeugdesign.

Nicht nur die obere Werkzeugschulter ist dabei frei von Rotation, sondern des Weiteren Weiteren auch die Untere. Diese Funktionalität gelingt in der Konstruktion durch die die Integration eines sehr kompakten Wälzlagers im Bereich der unteren, sich am Pinende befindenden, Werkzeugschulter. Alleinige Wärmequelle ist somit der rotierende Pin. Das Werkzeug wurde gefertigt und im an der Legierung 5024 im Schweißprozess getestet. Hierbei zeigte sich, dass nach einer Schweißnahtlänge von wenigen Zentimetern der Werkzeugpin brach. Die anschließende Fehleranalyse ergab, dass der Versagensort nicht im Bereich der höchsten Biegebelastung lag, sondern es einen unbeabsichtigten Reibkontakt zwischen Werkzeugpinschaft und der Hülse der oberen Schulter gab. Dieser führte zu einer raschen und ausgeprägten Wärmegenerierung und damit zu dem vorzeitigen Versagen des Werkzeugpins an der nicht erwarteten Stelle.

Als nächster Arbeitsschritt wurde die Dimensionierung des Werkzeugpins gemäß dieser dieser empirisch gewonnenen Erfahrung angepasst. Es stellte sich heraus, dass es mit mit verfügbaren Werkstoffen und dem bislang verfolgten Werkzeugdesignantritts

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 75

bezüglich des extrem hoch belasteten Pins nicht möglich ist, eine zufriedenstellende Haltbarkeit zu erlangen.

Zusammenfassung

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die technischen Herausforderungen der gestellten Fügeaufgabe, also die geforderte Kombination aus Notwendigkeit der Nutzung eines Zweischulter-Werkzeugs an der Legierung 5024 und in der Dicke 3,2 mm, sehr hoch sind. Gäbe man von diesen 3 Zwängen einen einzigen frei, wäre die Darstellbarkeit mit hoher Wahrscheinlichkeit und ohne Weiteres gegeben. Anwendungen des Zweischulter-Schweißwerkzeuges an Materialdicken zwischen 8 und 12 mm und dabei an Legierungen mit ähnlich schlechter Wärmeleitfähigkeit und Warmumformbarkeit sind bereits im Bereich der schweißtechnischen Fertigung von Raumfahrt Strukturbauteilen industrialisiert. Hierbei führt die höhere Materialdicke zu einem stärker ausgeprägten horizontalen Wärmefluss fort von der Fügezone.

Ausblick / Weiteres Vorgehen

Es ist bezüglich der gegebenen oben genannten Schweißaufgabe aufgrund der zahlreich durchgeführten Versuche möglich, zu der Einschätzung zu gelangen, dass über weitere Optimierungsschleifen man zu einer geeigneten Werkzeuggestaltung finden wird.

Diese Einschätzung beruht auf der folgenden Kette von Eigenschaften, Ergebnissen und Schlussfolgerungen:

Die Legierungen des Systems AlMgSc weisen einen für eine Aluminiumlegierung sehr sehr bis extrem hohen Warmumformwiderstand auf – das gilt für das Warmwalzen, wie für das Strangpressen und so auch für das Rühr-Reibschweißen. Schon aus diesem Grund muss das Rühr-Reibschweißwerkzeug bei Verwendung an diesen Legierungssystem hinsichtlich Werkstoffwahl und Werkzeuggestaltung besonders belastbar ausgelegt werden.

Die Legierungen des Systems AlMgSc weisen, innerhalb aller Aluminiumlegierungen verglichen, schlechte Wärmeleitfähigkeit auf. Diese ist jedoch für den erfolgreichen Einsatz des Zwei-Schulter-Rührreibschweißwerkzeuges an einem Fügequerschnitt von 3 bis 4 mm von großer Wichtigkeit, um einen Wärmefluss weg von der Schweißstelle zu ermöglichen. Fließt die Wärme nicht wie erfordert ab, kommt es zu lokalen Überhitzungen und in deren Folge zu einer Flüssigphasenbildung über das tolerierbare Maß hinaus. Damit kollabiert der Rühr-Reibschweißprozess, denn es kann bei Umströmen des Werkzeugpins keine Konsolidierung des Schweißgutes mehr stattfinden.

Aus parallel betriebenen Projektarbeiten zum Rühr-Reibschweißen von AlMgSc in derselben Materialdicke ist bekannt, dass bei Verwendung eines anderen Schweißwerkzeugtyps als dem Zwei-Schulter-Werkzeugs die Schweißbarkeit der AlMgSc Legierungen als sehr gut beschrieben werden kann: Das Parameterfenster aus Drehzahl und Vorschub ist sehr ausgeprägt und industriell nutzbar. Das Funktionieren hierbei lässt den Schluss zu, dass man die Prozessrandbedingungen bei Verwendung des Zwei-Schulter-Werkzeuges dahin gehend anpassen muss, weniger Streckenener-

EADS

Technischer Bericht Abteilung/Arbeitsbereich Bericht-Nr.
ENWERUM Abschluss CTO/IW-MS CTO/IW-MS-2012-094

Seite 76

gie einzusetzen. Weniger Streckenenergie bedeutet die Einstellung geringerer Drehzahlen, höherer Vorschübe oder Beidem. In jedem Fall führt es zu einer drastischen Erhöhung der Prozesskraft in Vorschubrichtung. Bislang bedeutet dieses Kraftniveau nicht handhabbare Belastungen des Werkzeugpins hinsichtlich Scherung und Biegung.

Aus der bisher geschilderten Argumentationskette heraus ist zum Ende des ENWERUM2 Projektes ein Pin-Konzept für ein Zwei-Schulter-Rührreißschweißwerkzeug erarbeitet worden, das im Rahmen des LuFo 4-4 Projektes RADIKAL/ECO Gegenstand der Fortsetzung der bisher durchgeführten Arbeiten ist.

Das Pin-Konzept ist nach Recherche des Standes der Technik neuartig und wird aktuell zu einem Patentantrag ausgearbeitet.

3 Weitere Informationen

3.1 Zahlenmäßiger Nachweis

Verwendungsnachweis		
Zahlenmäßiger Nachweis gem. Nr. 19.3 NKBF 98		
für die Zeit vom 01.01.2007 bis 31.12.2011 zum Zuwendungsbescheid		
des Bundesministeriums für Bildung und Forschung vom 13.11.06		
Förderkennzeichen: 20W0606B		
Zuwendungsempfänger: EADS Deutschland GmbH		
Thema des Vorhabens: Verbundvorhaben: NEMES – Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Rumpfanwendungen (ENWERUM)		
1. Nachkalkulation der gesamten Selbstkosten		
1.1 Position	Gesamtvorkalkulation (€)	Gesamtnachkalkulation (€)^{*)}
0813 Material	187.000,00	115.546,46
0823 FE-Fremdleistungen	381.000,00	193.670,07
0837 Personalkosten	2.597.000,00	2.849.946,23
0838 Reisekosten	20.000,00	27.531,71
0847 Abschreibungen auf vorhaben-spezifische Anlagen	0,00	0,00
0848 Abschreibungen auf sonstige ge-nutzte Anlagen des FE-Bereichs	0,00	0,00
0850 sonstige unmittelbare Vorhaben-kosten	0,00	0,00
0855 Summe unmittelbare Vorhaben-kosten (Pos. 0813 – 0850)	3.185.000,00	3.186.694,47
0856 Kosten innerbetrieblicher Leistungen	0,00	0,00
0860 Verwaltungskosten	78.000,00	65.241,36
0881 gesamte Selbstkosten des Vorhabens (Summe Pos. 0855 – 0860)	3.263.000,00	3.251.935,83
1.2 Pauschalierte Kostenabrechnung gem. Nr. 5.6 NKBF 98: <input type="checkbox"/> ja <input checked="" type="checkbox"/> nein		
Bei pauschalierter Abrechnung sind die Anlagen 1 bis 3 Bestandteil des Verwendungsnachweises. Die Vorlage der Stundennachweise (Anhang 1) entfällt aber ggf. bei Verzicht auf Anforderung aufgrund einer Regelung im Zuwendungsbescheid.		
BMBF-Vordr. 0640a/09.05		

Eine detaillierte Aufstellung ist dem abschließenden Kostennachweis zu entnehmen.

3.2 Notwendigkeit und der Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Flugzeuge sind wichtige Transportmittel; sie sind fester, wesentlicher Bestandteil unseres heutigen Wirtschaftslebens. Obgleich sie bereits einen hohen Entwicklungsstandard – u.a. an Leistung, an Sicherheit und an Komfort – erreicht haben, verlangen vor allem wirtschaftliche Randbedingungen – insbesondere der Wettbewerbsdruck – eine ständige Weiterentwicklung. Innovative Technologien sind erforderlich, die dazu beitragen sollen, speziell in den Bereichen Transportleistung, Umweltverträglichkeit, Sicherheit und Passagierfreundlichkeit, Effizienz sowohl im Betrieb als auch bei Wartung und Instandsetzung weitere Fortschritte zu erzielen.

Neue Werkstoff- und Bauweisenkonzepte sollen dazu beitragen, die Leistungsfähigkeit zukünftiger Luftfahrzeuge weiter zu steigern. Das Forschungsvorhaben ENWERUM hat mit der Entwicklung neuartiger metallischer Hochleistungswerkstoffe für Flugzeugrumpfanwendungen einen entsprechenden Beitrag geleistet.

Im Bereich neuer Werkstoffkonzepte wurden Ansätze zur Herstellung von Blechwerkstoffen über das Bandgießverfahren und zur Herstellung von Profilen über den Schmelzspinnprozess betrachtet. Weiterhin wurden Methoden zur Herstellung von Werkstoffhybriden untersucht, zum einen die Verbindung von Aluminium mit Titan über das Sprengplattieren, andererseits eine Kombination von Titan mit Kohlefasermatten zum HTCL-Verbund. In unmittelbarem Zusammenhang hierzu stehen die Arbeiten zum Oberflächen- und Korrosionsschutz. Auf der Bauweiseenseite wurde das Konzept der Omega-Stringer als alternativem Versteifungselement von Hautfeld-Stringerverbindungen sowohl experimentell als auch analytisch mit Hilfe numerischer Methoden untersucht. Große Vorteile im Bereich der Fertigung verspricht das Verfahren des Rühr-Reibschweißens, welches im Laufe des Vorhabens als weiterer Arbeitsanteil aufgenommen wurde. Mit Blick auf die Sicherheit wurde das Konzept der Strukturüberwachung mit Hilfe ko-extrudierter Drähte in z.B. einem Stringer oder Spant betrachtet.

Die neuartigen Ansätze befinden sich überwiegend im Stadium einer Machbarkeitsstudie und müssen nun zu einem höheren Reifegrad entwickelt sowie die Tauglichkeit für eine industrielle Anwendbarkeit nachgewiesen werden. Sie waren notwendig, um das Potential neuartiger Werkstoff- und Bauweisekonzepte auszuloten. Diese Arbeiten sind mit hohen Kosten und erheblichem Risiko verbunden; ein Erfolg sowie eine wirtschaftliche Nutzung sind nicht vorab garantiert. Ohne entsprechende Untersuchungen, die die möglichen Erfordernisse und Risiken neuer Prozesse deutlich machen, können Erfolgsaussichten nicht beurteilt werden. Ohne finanzielle Unterstützung wären diese Arbeiten nicht möglich gewesen.

3.3 Voraussichtlicher Nutzen und Verwertungsplan

Die EADS Innovation Works als Konzernforschung befasste sich im Rahmen dieses Vorhabens mit der Untersuchung neuer Werkstoff- und Bauweisenkonzepte für eine spätere Anwendung in der Luftfahrt. Der Nutzen bzw. die Verwertung der erzielten Ergebnisse findet vorrangig im EADS Unternehmensbereich Airbus Deutschland GmbH statt.

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM Abschluss

Abteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MS

Bericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 79

Mit Blick auf die verschiedenen, im Vorhaben verfolgten Themen, lässt sich zusammenfassend folgendes festhalten:

Die Ergebnisse aus den Untersuchungen an geschweißten Hut-Stringer-Hautfeld-Verbindungen (Kap. 2.1) belegen eine hohe Attraktivität dieser Bauweise, da der Zuwachs an Streckgrenzenfestigkeit im Hautfeld & Stringer-Materialkomponente offensichtlich direkt in eine deutliche Verbesserung der Bauteileigenschaften mündet. Hierbei erwies sich die Schweißnahtgüte als weniger kritisch. Selbst relativ spröde Schweißnähte bei ungünstigen Werkstoffkombinationen (z.B. AlMgSc Haut + hochfesten AlZnMgCu-Stringer) versagten erst signifikant nach Überschreiten des Stauchfestigkeitsmaximums. Da die Anwendung von korrosionsunkritischen und schweißtechnisch gut verarbeitbaren AlMgSc-Legierungen den Einsatz von geschlossenen Versteifungsstrukturen grundsätzlich zulassen könnten, wäre somit ein Bauweisenkonzept auf Basis großer metallischer (teilweise geschweißter (Rumpfunterschalen) & geklebter (oder genieteteter) Rumpfoberschalen) Tonnensegmente denkbar und nahelegend.

Aus den Arbeiten zu Hybrid-Titanium-Composite-Laminates (HTCL) (Kap. 2.2.1) liegen jetzt Prozessparameter, Materialkennwerte und Berechnungsmodelle in ihren Grundlagen vor, so dass zukünftig ausgewählte, anwendungsnahe Verifikationsmuster entsprechend definiert, gefertigt und getestet werden können. Bei der Anpassung und Auslegung der HTCLs ist zukünftig ein parametrisiertes FE-Modell sinnvoll, mit dessen Hilfe die Parameter „Metal Volume Fraction“ und „Lagenaufbau“ anwendungsspezifisch optimiert werden könnten. Außerdem fließen die Erkenntnisse in interne Entwicklungsprojekte ein, die sich mit der partiellen metallischen Verstärkung bzw. Lastableitung von CFK-Komponenten befassen.

Obwohl im Rahmen der Untersuchungen zum Sprengplattieren (Kap. 2.2.2) die grundsätzliche Machbarkeit der Verbindung $Ti \leftrightarrow AlCuLi$ nachgewiesen werden konnte, wurde die Thematik nach Rücksprache mit Airbus nicht weitergeführt, da die Motivation durch konstruktive Änderung in der CFK-Rumpfanwendung bei Airbus Airbus zurzeit nicht (mehr) gegeben ist.

Das Konzept der Strukturüberwachung (SHM) mit ko-extrudierten Drähten ist für den Einsatz in Spant und Stringer sowohl im Rumpf als auch im Flügel gedacht (Kap. 2.2.3, 2.3). Im Vergleich zu anderen SHM-Technologien besteht ein Nachteil darin, dass es sich um eine indirekte Überwachung handelt. Momentan werden aber solche Varianten favorisiert, die die direkte Bestimmung eines Schadens oder zu hoher Lasten ermöglichen, auch wenn damit unter Umständen keine Gewichtersparnis erzielt wird. Daher wurde diese Thematik zunächst zurückgestellt. Sollte sich diese Sichtweise wieder ändern, könnten die Untersuchungen fortgesetzt werden.

Aus Kap. 2.4 bzw. 2.4.1 liegen Materialkennwerte und Berechnungsmodelle in ihren Grundlagen vor. Sie können für zukünftige Forschungsprojekte als Basis dienen und dann entsprechend weiter entwickelt und optimiert werden. Außerdem fließen die Erkenntnisse in interne Entwicklungsprojekte ein, die sich mit der weiteren Verbesserung der geschweißten, metallischen Rumpfstruktur befassen. Mit den im Rechner unter vereinfachten Randbedingungen erzeugten Ergebnissen und dem Nachweis, dass eine Ap-

EADS

Technischer Bericht
ENWERUM AbschlussAbteilung/Arbeitsbereich
CTO/IW-MSBericht-Nr.
CTO/IW-MS-2012-094

Seite 80

proximation über ein „1-Stringer-Element“ zu offensichtlich, sinnvollen Ergebnissen führt, kann nun verstärkt diese Vorgehensweise in der frühen Entwicklungsphase genutzt werden. Hierfür sind zum Glück keine Supercomputer notwendig.

Der Ansatz zur Herstellung hochfester Profile aus Al-Mg-Sc über das Verfahren des des Schmelzspinnens (Kap. 2.6) steht noch am Anfang seiner Entwicklung. In ersten Strangpress-Kampagnen konnte jedoch eine größere Anzahl von Strangpress-Profilen hergestellt und deren Verwendung für Laser geschweißte Hautfeld-Stringer-Schalen getestet werden. Nach letztem Wissensstand scheinen diese Versuche recht erfolgreich verlaufen zu sein.

Die Herstellung hochfester Bleche auf Basis Al-Mg-Sc über das Bandgießverfahren (Kap. 2.7) hat bisher noch zu keinen direkten Verwertungsmaßnahmen geführt.

Die generierten Erkenntnisse und Ergebnisse aus den Arbeiten zum Rühr-Reibschweißen (Kap. 2.9) fließen in den TRL Review Prozess der Airbus Operations GmbH mit dem Titel „Friction-Stir-Welding for Final-Assembly-Line/FSW-for-FAL“ mit der Zielanwendung A30X/Nachfolge A320 ein.

3.4 Bekannt gewordener Fortschritt auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen

Wie schon zum Projektstart sind auf dem Gebiet der AlMgSc-Werkstofftechnik keine weiteren Technologiearbeiten in anderen Ländern und bei anderen Firmen mit Blick auf Luft- und Raumfahrtanwendungen bekannt geworden.

Bei der DLR Braunschweig wurde auch am Thema HTCL gearbeitet und während des des Berichtszeitraums eine Doktorarbeit vorgelegt. Fink, Axel (2010) *Lokale Metallhybridisierung zur Effizienzsteigerung von Hochlastfügestellen in Faserverbundwerkstoffen*. Dissertation. DLR-Forschungsbericht. DLR-FB 2010-14, 275 S.

Oberflächenkonzepte: Im Rahmen eines von der EU geförderten Projektes „N2P“ wurde wurde die Vorbehandlung von Titan für die haftfeste Beschichtung mittels Plasmabeschichtung untersucht. Dabei wird durch Plasmapolymersation eine SiO_x-basierte, dünne haftvermittelnde Schicht auf dem Substrat abgeschieden. Dieser Ansatz stellt eine Ergänzung zu dem im Projekt verfolgten Ansatz dar, da er speziell für die lokale Bearbeitung an großen Strukturen geeignet ist. Der im Projekt erarbeitete Ansatz dagegen ist vorzugsweise für die Komplettbearbeitung von Bauteilen, insbesondere auch für komplexe Geometrien oder dünnwandige Bauteile geeignet.

4 Literatur

Keine Angaben.

5 Veröffentlichungen, Vorträge

- (1) B. LENCZOWSKI: METALLISCHE TECHNOLOGIEN AUS DER LUFT- UND RAUMFAHRT MIT TRANSFERPOTENZIAL; BAYERN INNOVATIV, 10. JAHRESKONGRESS ZULIEFERER INNOVATIV, INGOLSTADT, 2. JULI 2008

- (2) B. LENCZOWSKI: NEW MATERIAL TECHNOLOGIES FOR AEROSPACE APPLICATIONS; RECENT RESEARCH AND DESIGN PROGRESS IN AERONAUTICAL ENGINEERING (RRPDAE) 2008, OCTOBER 16-17 BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY, CZECH REPUBLIC
- (3) S. SPANGEL, A. BÜRGER, M. MIERMEISTER, B. LENCZOWSKI: NEUE AL-MG-SC-WERKSTOFFE FÜR DEN FLUGZEUGBAU-EIGENSCHAFTEN UND POTENTIAL; WERKSTOFF-KOLLOQUIUM 2008, 2. DEZEMBER 2008, KÖLN
- (4) REESE, E.D., PALM, F. (2008) "NEW AND UNCONVENTIONAL DESIGN CONCEPTS ENABLE VERY LIGHT METALLIC FUSELAGE STRUCTURES", EUROPEAN CONFERENCE ON MATERIALS AND STRUCTURES IN AEROSPACE (EUCOMAS), BERLIN, GERMANY
- (5) B. LENCZOWSKI: FUNDAMENTALS OF LIGHT WEIGHT STRUCTURES & MATERIALS; 1-5.11.2010, 1ST SPACE TECHNOLOGY COURSE BY CTU IN PRAGUE, CZ
- (6) E. HOMBERGSMEIER: "HYBRIDER LEICHTBAU IM FLUGZEUGBAU – VON GLARE BIS HTCL", 9. NOVEMBER 2010, HYBRIDICA FORUM, MÜNCHEN - THEMEN TAG „HYBRIDBAUWEISEN UND MULTIMATERIALSYSTEME FÜR INNOVATIVE LEICHTBAULÖSUNGEN“
- (7) E. HOMBERGSMEIER: „HYBRIDER LEICHTBAU IM FLUGZEUGBAU - VON GLARE® BIS HTCL, 15./16. SEPTEMBER 2011, 26. DARMSTÄDTER KUNSTSTOFF-KOLLOQUIUM, KUNSTSTOFFE MACHEN MOBIL!
- (8) LEUSCHNER R.¹, SCHUBERT T¹., PALM F.^{*2}: SCALMALLOY® = A UNIQUE HIGH STRENGTH ALMGSC TYPE MATERIAL SOLUTION PREPARES THE PATH TOWARDS FUTURE ECO-EFFICIENT AEROSPACE APPLICATIONS, AEROMAT2009 CONFERENCE, DAYTON, OH, USA, ¹ = FHG-IFAM DRESDEN; ² = EADS INNOVATION WORKS OTTOBRUNN
- (9) F. PALM: ZUKÜNFTIGE FLUGZEUGSTRUKTUREN - IMMER BESSERE EIGENSCHAFTEN DANK NEUER METALLISCHER WERKSTOFFLÖSUNGEN UND GANZHEITLICHER DESIGNKONZEPTE, VORLESUNG VDI-AK WERKSTOFFTECHNIK OBERBAYERN, 25.NOV. 2009 FH-MÜNCHEN
- (10) J. SILVANUS: CUSTOM-MADE FRICTION-STIR-WELDING SOLUTION BY DELTAN, VORTRAG EUCOMAS KONFERENZ, 7.FEB. 2012, HAMBURG

6 Dokumentation

- Zwischenbericht 01 - Zeitraum: 01.01.2007 – 30.06.2007
- Zwischenbericht 02 - Zeitraum: 01.07.2007 – 31.12.2007
- Zwischenbericht 03 - Zeitraum: 01.01.2008 – 30.06.2008
- Zwischenbericht 04 - Zeitraum: 01.07.2008 – 31.12.2008
- Zwischenbericht 05 - Zeitraum: 01.01.2009 – 30.06.2009
- Zwischenbericht 06 - Zeitraum: 01.07.2009 – 31.12.2009
- Zwischenbericht 07 - Zeitraum: 01.01.2010 – 30.06.2010
- Zwischenbericht 08 - Zeitraum: 01.07.2010 – 31.12.2010
- Zwischenbericht 09 - Zeitraum: 01.01.2011 – 30.06.2011
- Zwischenbericht 10 - Zeitraum: 01.07.2011 – 31.12.2011