

**Grenzflächenphänomene in unidirektional verstärkten
Aluminiumstrangpressprofilen**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

von der Fakultät für Maschinenbau
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

DISSERTATION

von

Dipl.-Ing. Andreas Reeb
aus Speyer

Tag der mündlichen Prüfung: 13.04.2016
Hauptreferent: Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay Weidenmann
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Ich bedanke mich an erster Stelle bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Kay Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats, seine engagierte Betreuung und stetige Bereitschaft zur Diskussion wissenschaftlicher Fragestellungen, welche maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, sowie sein in mich gesetztes Vertrauen. Herzlichen Dank geht ebenfalls an Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze und Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher für die Übernahme des Koreferates und Durchlesen des Manuskripts.

Für die angenehme Arbeitsatmosphäre und die stetige Hilfsbereitschaft gilt mein Dank außerdem allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern, sowie allen ehemaligen Kollegen des IAM-WK. Besonders hervorheben möchte ich Dr. Matthias Merzkirch, Dr. Benedikt Haspel, sowie Klaudia Lichtenberg, welchen ich nicht nur für die fachlichen Ratschläge danken möchte, sondern ebenso für das immer offene Ohr und die fortwährende Unterstützung. Meinem Bürokollegen Florentin Pottmeyer danke ich für die stets gute Stimmung in und außerhalb des Büros.

Herzlichen Dank geht an alle Techniker, insbesondere Ralf Rössler, Arndt Hermeneit, Marc Brecht, Sebastian Höhne und Dietmar Mügge, welche mich in allen technischen Fragestellungen unermüdlich unterstützt haben. Vielen Dank auch an Adelheid Ohl, welche mir bereits während meiner Studienzeit und dann während meiner Doktorandenzeit tatkräftig in allen metallographischen Belangen zur Seite gestanden hat.

Ein großes Dankeschön gebührt allen Studierenden, welche als wissenschaftliche Hilfskräfte sowie durch Abschlussarbeiten einen entscheidenden

den Anteil am Gelingen dieser Arbeit haben. Besonders zu erwähnen seien Matthias Domm, Stefan Tünte, Michael Stroka, Maximilian Gottschalk, Lena Schweizer, Michael Ernst, Stefan Averbek, Julia Bittner, Patrick Blinzer, Michael Schimetzki, Jonas Hüther und Balduin Katzer.

Zu guter Letzt bedanke ich mich von ganzem Herzen bei meiner Familie für ihren Rückhalt und ihre Geduld.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation.....	1
1.2	Zielsetzung	2
2	Kenntnisstand.....	4
2.1	Verbundwerkstoffe.....	4
2.1.1	Metallmatrix-Verbundwerkstoffe für Leichtbauanwendungen	4
2.2	Herstellung von MMCs	5
2.2.1	Verbundstrangpressen mit Spezialwerkzeugen	6
2.3	Grenzflächen in MMCs	11
2.3.1	Mechanische Bindung.....	13
2.3.2	Chemische Bindung	14
2.4	Charakterisierung von Grenzflächen.....	19
2.4.1	Der Push-Out-Versuch	20
2.4.2	Der Pull-Out-Versuch	23
2.4.3	Der Single Fiber Fragmentation Test.....	24
2.5	Grenzflächendegradation und mechanisches Verhalten von MMC.....	26
2.5.1	Korrosionsmechanismen	26
2.5.2	Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung	29
2.5.3	Zyklisches Rissausbreitungsverhalten	31
2.5.4	Verhalten bei quasi-statischer Zugbeanspruchung .	35
2.6	Finite-Elemente Simulation von Grenzflächen und mechanischen Eigenschaften	44
3	Versuchswerkstoffe und Probengeometrien	48
3.1	Versuchswerkstoffe	48

3.1.1	Matrixwerkstoffe	48
3.1.2	Verstärkungselemente	48
3.1.3	Pressparameter Verbundstrangpressen	49
3.1.4	Wärmebehandlung der Profile	51
3.2	Probengeometrien	53
3.2.1	Probengeometrien zur Charakterisierung des Metall-Metall-Verbunds	53
3.2.2	Proben zur Charakterisierung des Metall-MMC- Hybrid-Verbunds	56
4	Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung	58
4.1	Zugversuche	58
4.1.1	Zugversuche an verstärkten und unverstärkten Proben	58
4.1.2	Drahtzugversuche	58
4.1.3	In situ Zugversuche im μ -CT	59
4.2	Härteprüfung	60
4.3	Quantitative Grenzflächencharakterisierung	60
4.3.1	Radialnormalzugversuche	60
4.3.2	Push-Out-Versuche	61
4.3.3	Pull-Out-Versuche	63
4.3.4	Mikro-Push-Out-Versuche	64
4.4	Korrosionsexperimente	66
4.4.1	Auslagerungsversuche	66
4.4.2	Zyklische Rissausbreitungsversuche unter mechanisch-korrosiver Beanspruchung	67
4.5	Metallographische Untersuchungen	69
4.5.1	Lichtmikroskopische Untersuchungen	69
4.5.2	Elektronenmikroskopische Untersuchungen	69
5	Ergebnisse zum Metall-Metall-Verbund	71
5.1	Einfluss von Wärmebehandlung und Prozess auf die Grenzfläche	71
5.1.1	Ausgangszustand	71

5.1.2	Einfluss des Abschreckmediums	73
5.1.3	Einfluss von Lösungsglühprozessen	74
5.1.4	Einfluss des Wärmebehandlungszustandes	79
5.2	Geometrieinfluss bei der Grenzflächenprüfung mittels Push-Out- bzw. Pull-Out-Versuch	102
5.2.1	Push-Out-Versuche	103
5.2.2	Pull-Out-Versuche	105
5.2.3	FE-Simulation von Push-Out- und Pull-Out- Versuch	108
5.2.4	Simulation des Push-Out-Versuchs	111
5.2.5	Simulation des Pull-Out-Versuchs	117
5.3	Makroskopische Verbundeigenschaften und Grenzflächendegradation	123
5.3.1	Quasi-statische Beanspruchung	123
5.3.2	Modellierung und Simulation des Zugversuchs	131
5.3.3	Korrosive Beanspruchung	136
5.3.4	Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung	141
6	Ergebnisse zum Metall-MMC-Hybrid-Verbund	146
6.1	Prozesseinflüsse auf die Grenzflächeneigenschaften	146
6.1.1	Härteverlauf über die Grenzfläche	149
6.1.2	Mikro-Push-Out-Versuche	150
6.2	Makroskopische Verbundeigenschaften und Grenzflächendegradation	154
6.2.1	Quasi-statische Beanspruchung	154
6.2.2	Optische Dehnungsanalyse	158
6.2.3	In situ Zugversuche	160
6.2.4	Fraktographie	164
6.2.5	Modellierung des Verbundes nach dem Kelly- Modell	167
7	Diskussion	169
7.1	Diskussion zum Metall-Metall-Verbund	169

7.1.1	Einfluss von Wärmebehandlung und Prozess	169
7.1.2	Einflussgrößen beim Push-Out-Versuch.....	176
7.1.3	Einflussgrößen beim Pull-Out-Versuch	182
7.1.4	Korrosive Grenzflächendegradation	190
7.1.5	Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung.....	195
7.1.6	Zugversuch und mechanische Eigenschaften.....	199
7.2	Diskussion zum Metall-MMC-Hybrid-Verbund	204
7.2.1	Prozess- und Wärmebehandlungseinfluss auf die Mikrostruktur	204
7.2.2	Bestimmung der Grenzflächenfestigkeit.....	206
7.2.3	Verformungs- und Schädigungsverhalten.....	212
7.3	Verbundsystemübergreifende Betrachtung	215
7.3.1	Vergleich des Verformungs- und Schädigungsverhaltens zwischen metallischer Vollverstärkung und hybrider Verstärkung	215
7.3.2	Einfluss der Wärmebehandlung auf die Grenzfläche	217
7.3.3	Vergleich der spezifischen Eigenschaften der untersuchten Verbundsysteme	218
7.3.4	Rolle der Grenzfläche in MMC	220
8	Zusammenfassung	222
9	Literaturverzeichnis.....	227

1 Einleitung

1.1 Motivation

Der immer größere werdende Druck auf die Fahrzeug- und Luftfahrtindustrie durch knapper werdende Ressourcen und damit steigender Energiekosten, führen zu dem Wunsch nach leichten und kostengünstigen Werkstoffen. Die Forderung nach möglichst hohen spezifischen Eigenschaften, wie beispielsweise spezifischer Steifigkeit und Festigkeit, lässt sich durch die Entwicklung neuer Verbundwerkstoffe erreichen. Während beispielsweise in der Luft- und Raumfahrttechnik Leichtbaupotenziale auch bei relativ hohen Kosten ausgenutzt werden, besteht die Forderung in anderen Sektoren nach möglichst geringen zusätzlichen Kosten. Im Sonderforschungsbereich SFB/Transregio 10 („Integration von Umformen, trennen und Fügen für die flexible Fertigung von leichten Tragwerkstrukturen“) wurde deshalb das Ziel der kostengünstigen Fertigung und Bearbeitung von unidirektional verstärkten Leichtmetalllegierungen durch Verbundstrangpressen verfolgt. Fokus der werkstoffkundlichen Untersuchungen bildeten dabei metallisch oder keramisch verstärkte aushärtbare Aluminiumlegierungen. Betrachtet man solche Verbundwerkstoffe für leichte Strukturbauteile dann wird schnell klar, dass die Übertragung von äußeren Kräften von der Matrix auf die Verstärkungselemente eine zentrale Rolle einnimmt. Damit rückt die Grenzfläche des Verbundwerkstoffes, welche die Übertragung jener Kräfte erst ermöglicht, in den Fokus der Betrachtung. Ist die Grenzfläche schwach, oder bereits prozessinduziert vorgeschädigt, so kommt es zu einem frühzeitigen Versagen des Verbundes ohne dessen volles Potenzial ausschöpfen zu können. Gleichzeitig ist die Grenzfläche nicht nur mechanischer Beanspruchung ausgesetzt, sondern erfährt durch den Kontakt mit der Umgebung, beispielsweise an Fügestellen oder bei Rissbildung, eine korrosive Beanspruchung. Durch die Kombination unterschiedlicher Materialien steigt das Korrosionsrisiko damit meist nicht unerheblich. Eine genaue Kenntnis der an der Grenzfläche

auftretenden Phänomene unter mechanischer, als auch korrosiver, Last ist deshalb unerlässlich zur beanspruchungsgerechten Auslegung von Bauteilen aus Verbundwerkstoffen. Durch die Herstellung unidirektional verstärkter Profile mittels Verbundstrangpressen kann jedoch der optimale Grenzflächenzustand, welcher im Wesentlichen durch die Prozessstemperatur und die Drücke während der Umformung bestimmt wird, nicht immer erreicht werden. Gleichzeitig können Grenzflächenfehler nicht immer ausgeschlossen werden. Dies führt zum Bedarf eines nachträglichen Grenzflächendesigns, welches es erlaubt die Grenzfläche nachträglich zu stärken. Neben der genauen Charakterisierung der Schädigungsmechanismen im Verbund, muss dementsprechend zur Bewertung der Grenzflächeneigenschaften eine zuverlässige Quantifizierung mittels geeigneter experimenteller Methoden sichergestellt werden um beispielsweise die Modellierung solcher Verbunde mittels FE-Methode zu verbessern.

1.2 Zielsetzung

Die Zielsetzung dieser Arbeit bestand in der Analyse der Grenzflächenbeeinflussung durch Wärmebehandlungen, der Entwicklung und Bewertung eingesetzter Grenzflächencharakterisierungsmethoden, sowie der Charakterisierung von Schädigungsmechanismen an der Grenzfläche während mechanischer und korrosiver Beanspruchung. Hierzu werden zwei Werkstoffsysteme mit einer EN AW6082-Matrixlegierung untersucht. Zum einen wird ein Verbundwerkstoff mit metallischer Vollverstärkung in Form eines 1.4310 Federstahldrahtes betrachtet, zum anderen wird eine hybride Verstärkung auf Basis von vorinfiltrierten Keramikfasern betrachtet. Anhand von Wärmebehandlungsversuchen, welche sich an gängigen Wärmebehandlungsmethoden zur Aushärtung der verwendeten Aluminiumlegierung orientieren, wird die Möglichkeit der nachträglichen Beeinflussung der Grenzfläche analysiert und mit dem Ausgangszustand verglichen. Die Frage nach einer zuverlässigen Charakterisierung wird anhand dem Abgleich von Push-Out-Versuchen und Pull-Out-Versuchen mit unterschiedlichen Randbedingungen und anhand der simulativen Abbildung

beider Versuchstechniken am Verbund mit metallischer Verstärkung untersucht. Verbunde mit hybrider Verstärkung mit unidirektional ausgerichteten Keramikfasern, erfordern aufgrund des unterschiedlichen Versuchsmaßstabs und dem Auftreten mehrerer Grenzflächen andere Charakterisierungsmethoden. Hierzu sollen neue Methoden entwickelt und bewertet werden. Die Degradations- und Schädigungsphänomene sollen in beiden Werkstoffsystemen anhand makroskopischer Zugversuche analysiert und anhand der erreichbaren mechanischen Eigenschaften diskutiert werden und in Zusammenhang mit den Grenzflächeneigenschaften gebracht werden. Im Falle der metallischen Vollverstärkung wird zudem das Augenmerk auf die Degradation durch korrosive Belastungen gerichtet, da hier von einem deutlich gesteigerten Korrosionspotential aufgrund von Kontaktkorrosionserscheinungen an der Grenzfläche ausgegangen wird. Dies soll sowohl unter statischer, als auch unter zyklischer Beanspruchung erfolgen.

2 Kenntnisstand

2.1 Verbundwerkstoffe

Unter Verbundwerkstoffen versteht man die Kombination unterschiedlicher, fest verbundener Materialien. Dabei wird durch die gezielte Auswahl der Komponenten eine Eigenschaftskombination erreicht, welche die Eigenschaften des Grundwerkstoffes übertreffen [Rau77] [Cha12]. Für Strukturwerkstoffe steht dabei die Optimierung der mechanischen Eigenschaften (z.B. Erhöhung der spezifischen Festigkeit und Steifigkeit) im Vordergrund [Ash04] [Hor08] [Rös08]. Üblicherweise werden die Verbundwerkstoffe nach Art ihrer Matrix klassifiziert. Neben Metallen (Metal Matrix Composites: MMC) werden auch Keramiken (Ceramic Matrix Composites: CMC) und Polymere (Polymer Matrix Composites: PMC) als Matrixwerkstoffe eingesetzt [Cha87] [Cha12] [Hul96] [Rös12]. Bei der Wahl des Verstärkungselementes ist neben der Auswahl eines geeigneten Werkstoffes auch die Art, Anzahl und Lage im Verbundwerkstoff entscheidend. Man unterscheidet zwischen Kurzfaser-, Teilchen- und Durchdringungsverbundwerkstoffen mit nahezu quasi-isotropen mechanischen Eigenschaften und gerichteten Faser-, sowie Schichtverbundwerkstoffen mit stark anisotropen Eigenschaften [Rau77] [Stö88] [Och93] [Rös12].

2.1.1 Metallmatrix-Verbundwerkstoffe für Leichtbauanwendungen

Betrachtet man Metallmatrix-Verbundwerkstoffe für Leichtbauanwendungen, so werden überwiegend die Leichtmetalle Aluminium, Magnesium und Titan als Matrixwerkstoff eingesetzt [Rös12] [Cha06]. Aluminium sticht dabei durch eine geringe Dichte sowie gute Korrosions- und Bearbeitungseigenschaften hervor und ist dementsprechend der meist verwendete Matrixwerkstoff [Bob10]. Durch geeignete Verstärkungselemente können die Eigenschaften von MMCs (z.B. Elastizitätsmodul, thermischer Expansionskoeffizient oder Verschleißbeständigkeit) deutlich variiert

werden [Sur03]. Besonders für den Leichtbau relevant ist dabei die Möglichkeit, die massenspezifischen Eigenschaften, wie das Verhältnis von E-Modul oder Streckgrenze zu Dichte (E/ρ ; $R_{p0,2}/\rho$) zu erhöhen, um auf diese Weise das Leichtbaupotenzial des Werkstoffes zu steigern [Ash04]. Hierzu müssen besonders steife und hochfeste Verstärkungselemente mit gleichzeitig geringer Dichte verwendet werden, was beispielsweise nichtmetallische anorganische Verstärkungselemente (SiC , B_4C , Al_2O_3 , C-Fasern) besonders auszeichnet [Cou00]. Trotzdem werden aber auch metallische Verstärkungselemente eingesetzt, um das Leichtbaupotenzial zu steigern. Der große Vorteil gegenüber anorganischen Verstärkungselementen besteht dabei in der guten Verfügbarkeit, der leichteren Verarbeitungsmöglichkeit und in den geringeren Herstellungskosten. So kommt [Wei05c] im Auswahlprozess für verbundstranggepresste Aluminiummatrixverbundwerkstoffe zum Schluss, dass Federstahldraht hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften und der zu erwarteten Grenzflächendiffusion, aber auch hinsichtlich der Materialverfügbarkeit – und Kosten eine geeignete Alternative zu keramischen Verstärkungselementen darstellt. [Man06] untersuchte die mechanischen Eigenschaften einer mit Kurzfasern aus Stahl verstärkten Al-2Mg Matrix und wies deutliche Steifigkeits- und Festigkeitssteigerungen bei nur wenig verringerter Duktilität nach. Ein weiterer Vorteil von Stahl bzw. Edelstahl als Verstärkungselement findet sich in der guten Benetzbarkeit mit Aluminiumschmelze [Noo08] und eignet sich demnach ebenfalls zur Herstellung von Aluminiummatrixverbunden mittels unterschiedlicher Gieß- oder Infiltrationsverfahren. Eine Steigerung der Verschleißfestigkeit durch Stahldrahtverstärkung von Aluminiumlegierungen konnte [Aga99] belegen.

2.2 Herstellung von MMCs

Zur Herstellung von verstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffen stehen unterschiedliche Verfahren zur Verfügung. Es kann dabei zwischen Festphasen-, Flüssigphasen-, oder In-situ-Verfahren unterschieden werden [Kai03] [Kai06] [Deg92] [Kai06] [Cha12][Wan10]. Zu den In-situ-Verfahren

zählt z.B. das gerichtete Erstarren von Eutektika in zweiphasigen Werkstoffen, welche aber streng genommen keine Verbunde darstellen, da diese aus einer Phasenumwandlung entstehen. Unter Flüssigphasenverfahren versteht man schmelzmetallurgische Prozesse, wie das Infiltrieren von Faserpreforms [Car98] [Shi11] bzw. Drahtstrukturen [Sen14] oder poröser Strukturen mittels Squeeze-Casting [Dha14] [Fen08]. Den Festphasen sind die pulvermetallurgischen Methoden [Pou12] zuzuordnen, ebenso Masivumformverfahren, wie z.B. das Strangpressen. Beim Strangpressen können zum einen bereits verstärkte Pressblöcke verwendet werden um homogene kurzfaserver- oder partikelfaserverstärkte Verbunde zu erzeugen [Mül01]. Zum anderen können zur Herstellung unidirektional verstärkter MMC, Verfahren wie das Verbundstrangpressen mit mehrkernigen Blöcken [Osa72] [Gri09], das Conform-Verfahren [Ost07] oder das Verbundstrangpressen mit Spezialwerkzeugen (vgl. Kapitel 2.2.1) genutzt werden.

2.2.1 Verbundstrangpressen mit Spezialwerkzeugen

Gegenstand dieser Arbeit bilden Profile, welche mittels eines Verbundstrangpressprozesses mit Spezialwerkzeugen hergestellt wurden, weshalb im Folgenden das Verfahrensprinzip genauer betrachtet werden soll. Bereits in den 70er-Jahren wurde von [Ame74] ein Patent zur Herstellung von Verbundprofilen (z.B. Verbundstromschienen) mittels Spezialwerkzeugen beim Strangpressen eingereicht. Es beruht auf dem Prinzip des direkten Strangpressens [Ost07] [Bau01], wobei der Verstärkungswerkstoff erst während des Strangpressens mittels modifizierter Kammerwerkzeuge dem Werkstofffluss zugeführt wird. Es ist damit bezüglich der erzeugbaren Strukturen und Profilgeometrien deutlich flexibler als beispielsweise das Conform-Verfahren oder das Verpressen von mehrkernigen Blöcken. Zur Herstellung von Leichtmetallprofilen mit endlos eingebetteten Verstärkungselementen zum Einsatz in leichten Tragwerksstrukturen wurde dieses Prinzip im Sonderforschungsbereich Transregio 10 aufgegriffen und kontinuierlich weiterentwickelt. So beschreibt [Kle04a] und [Kla04], das Verfahrensprinzip und den Aufbau modifizierter Kammerwerkzeuge zur Zuführung von endlos Verstärkungselementen im

Strangpressprozess. Das dort beschriebene Verfahren wurde dann sukzessive weiterentwickelt. So konnte nicht nur die Prozesssicherheit, sowie die gezielte Einbettung der Verstärkungselemente an einer definierten Position im Profil verbessert werden [Sch08]. Mit Hilfe entwickelter Simulationstools konnte ebenfalls die Werkzeuggeometrie weiter optimiert werden und führte damit zu einer Erweiterung der Profilgeometrie und zur Erhöhung des Verstärkungsgehaltes [Sch07] [Pie11] bis zu 13,5 Vol.-% [Pie11] [Pie13]. Der maximale Verstärkungselementanteil im Profilquerschnitt ist dabei durch die aufzubringenden Prozesskräfte und die geometrischen Randbedingungen eingeschränkt und beträgt theoretisch 31 Vol.-% [Pie14]. Eine Erweiterung des Verfahrens bestand in der Verwendung unterschiedlicher Verstärkungselementgeometrien [Wei07b], sowie in der Verwendung von Aluminiumoxidfasern als Verstärkungselement. Die prinzipielle Machbarkeit solcher Verbunde konnte [Wei05c] auf einer Modellpresse nachweisen und wurde von [Pie08] aufgegriffen und weiterentwickelt, so dass eine kontinuierliche Fertigung solcher Profile möglich wurde [Pie14] [Dah14]. Das Verfahrensprinzip erlaubt somit die flexible und kostengünstige unidirektionale Verstärkung von Leichtmetallprofilen mit unterschiedlichen Verstärkungselementen. Abbildung 2.1 skizziert das genutzte Verfahrensprinzip nach [Kle04b] [Kle04a]. Der zu verpressende Werkstoff wird hierbei in Blockform zunächst auf die gewünschte Blocktemperatur (meist bis unterhalb der Rekristallisationstemperatur) vorgewärmt und in den ebenfalls vorgeheizten Rezipienten eingebracht. Mittels eines hydraulisch verfahrbaren Stempels wird der Blockwerkstoff in das mehrteilige Werkzeug gepresst und dabei zunächst über das Abdeckelement in zwei oder mehrere Teilstränge aufgeteilt. Der modulare Aufbau des Werkzeuges ermöglicht es dann im nächsten Schritt über das Zuführelement des Werkzeuges Verstärkungselemente in Draht-, Seil- oder Bandform über eine Umlenkung von etwa 90 °C in den Werkstofffluss zuzuführen.

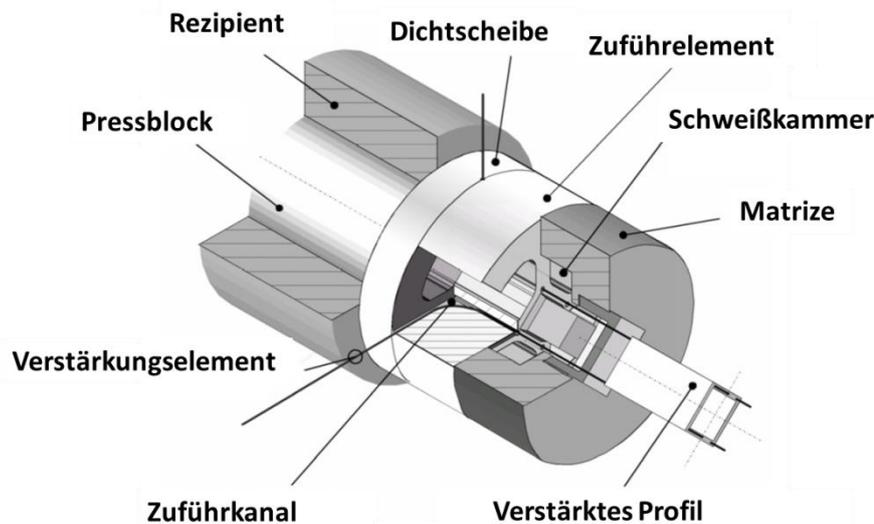


Abbildung 2.1

Prinzip des Verbundstrangpressens mit modifizierten Kammerwerkzeugen nach [Kle04a]

In der darauf folgenden Schweißkammer erfolgt das Verschweißen der Teilstränge unter hohem hydrostatischen Druck (50-100 MPa) und bei erhöhter Temperatur (üblicherweise 400-500°C bei Aluminiumlegierungen), was zu einem Einbetten der Verstärkungselemente in der sogenannten Längspressnaht des Profils führt [Klo13]. Der Einzug der Verstärkungselemente resultiert aus den auftretenden Schubspannungen in der Schweißkammer zwischen Verstärkungselement und Blockwerkstoff und bringt damit gewisse Anforderungen an die Verstärkungselementfestigkeit mit sich. Diese Prozesskräfte können durch Anpassung des Pressverhältnisses, Werkzeuggeometrie (z.B. mehrstufige Umformung) und Prozess-temperatur in Abhängigkeit des Werkstoffsystems angepasst werden, wobei eine direkte Rückwirkung auf die Einbettung der Verstärkungselemente besteht. Hohe Drücke in der Schweißkammer führen zu einer besseren Einbettung [Klo08] [Pie09]. Hierbei muss darauf geachtet werden, dass die Prozesskräfte das Verstärkungselement nicht beschädigen, aber es dennoch zu einer ausreichenden Verschweißung kommt [Sch12]. Der Austritt des Profils erfolgt dann über die formgebende Matrice. Das vorgestellte Verfahren des Verbundstrangpressens mit Spezialwerkzeugen ist dabei auf unterschiedlichste Werkstoffsysteme anwendbar.

Üblicherweise werden zum Verbundstrangpressen aushärtbare Aluminiumlegierungen der 6xxx-Reihe verwendet. Sie bieten neben einer guten Strangpressbarkeit zudem die Möglichkeit die Endfestigkeit durch eine gezielte Wärmebehandlung einzustellen. So beschäftigen sich die Arbeiten von [Wei06a] [Wei05b] [Wei06b] [Wei07b] [Ham09a] mit der mechanischen Charakterisierung von verbundstranggepressten Werkstoffen mit einer EN AW-6060 Matrixlegierung und Arbeiten von [Mer12] [Mer09] [Mer11a] [Mer14a] [Mer14b] [Mer11c] [Mer11c] [Mer11c] [Ree13] mit der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-6082 als Matrixwerkstoff. [Ham12] untersuchte zusätzlich Verbunde mit Matrixlegierungen aus EN AW-6056 und EN AW-2099. Ein Vorteil bei der Verwendung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen als Matrixwerkstoff besteht darin, dass die hohe Blockvorwärmtemperatur im Bereich üblicher Lösungsglühtemperaturen (zwischen 525°C und 540 °C) gewählt werden kann und ein gewünschter Wärmebehandlungszustand direkt nach dem Prozess eingestellt werden kann, indem das Profil am Pressmaul in geeigneter Weise abgeschreckt wird [Keß01a] [Keß01b]. Bei Verwendung der härtesten Legierung EN AW-6082 ist zu beachten, dass hier durch die Legierungselemente Chrom und Mangan eine ausgeprägte Abschreckempfindlichkeit vorliegt [Lim93]. Der Temperaturbereich zwischen 400 °C und 290 °C sollte in diesem Fall zügig durchlaufen werden (10-20 K/s), was je nach Profilgeometrie und Wandstärke eine Abschreckung an Wasser erforderlich macht, um Festigkeits- und Duktilitätseinbußen zu vermeiden [Ost07]. Neben Aluminiumlegierungen können aber auch Magnesiumlegierungen verpresst werden. So wurden MgAlZn-Legierungen als geeignete Werkstoffe identifiziert. [Mer11c] [Ree14] [Mer14a] untersuchten hierzu Verbunde mit einer AZ31-Matrixlegierung.

Die Auswahl und Bewertung unterschiedlicher Verstärkungselementwerkstoffen und Geometrien erfolgte bereits durch [Wei05d]. Neben austenitischen Federstahldrähten bzw. Seilen ([Wei06a] [Wei05b] [Wei05b] [Wei07b] [Mer12] [Mer14b] [Wei06a] [Wei06a]) wurden auch Untersuchungen zu Verstärkungselementen auf Nickel- und Cobaltbasis ([Wei06a] [Ham09a] [Ham12]), sowie Aluminiumoxidfasern angestellt [Wei05a]

[Mer08a]. [Wei05d] kommt zu dem Schluss, dass zur vollen Ausnutzung des Leichtbaupotenzials nur anorganische Verstärkungselemente in Frage kommen. Nur hier ist neben der Steigerung der spezifischen Festigkeitskennwerte auch eine effektive Steigerung der spezifischen Steifigkeit möglich [Mer08a].

Verbundstrangpressen mit Verbunddrähten

Wie von [Wei05a] und [Mer08a] gezeigt, ist die Verstärkung von Leichtbauprofilen mit anorganischen Fasern, wie C-Fasern und Aluminiumoxidfasern, eine vielversprechende Methode, um deren spezifischen Eigenschaften, insbesondere auch die spezifische Steifigkeit effektiv zu steigern. Gleichfalls deckten die Untersuchungen von [Wei05a] die prozessspezifischen Schwierigkeiten bei der Verwendung solcher Fasern beim Verbundstrangpressen auf. Durch die Verwendung von vorinfiltrierten MMC-Verbunddrähten auf Basis von C- bzw. Al_2O_3 -Fasern in einer Aluminiummatrix (Eine detaillierte Beschreibung der Herstellung solcher Verbunddrähte findet sich z.B. in [Dok99] und [Blu98a]), kann zunächst die Lastübertragung der prozessrelevanten Kräfte bewerkstelligt werden ohne eine Schädigung der Einzelfasern erwarten zu müssen [Wei05a] [Pie14]. Jedoch birgt die Zuführung solcher höchst biegesteifer und spröder Elemente, das Risiko des Drahtversagens während der Zuführung, bedingt durch enge Biegeradien im Presswerkzeug. Des Weiteren führt die gesteigerte Reibung bei erhöhten Temperaturen zwischen der Aluminiummatrix des Verbunddrahtes und dem Werkzeugstahl in den Zuführkanälen zu zusätzlichen Spannungen im Draht, welche ebenfalls ein Drahtversagen während des Zuführprozesses hervorrufen können [Pie08]. Zwar kann hier durch Aufsprühen von Bornitrid die Reibung entscheidend verbessert werden, resultiert aber in einer deutlichen Schwächung der Grenzfläche zwischen Draht und Profilmatrix [Pie08] [Mer08a]. Zur prozesssicheren Einbettung muss das Werkzeugkonzept an die genannte Problematik angepasst werden. Der Nachweis der kontinuierlichen Fertigung solcher hybriden Verbundprofile, auf Basis von Aluminiumoxidfaser-Aluminium-Verbunddrähte auf einer Forschungspressen, wurde von [Pie14] [Dah14]

geführt. Abbildung 2.2 (links) zeigt das Prinzip des hierzu neuentwickelten Werkzeugkonzeptes.

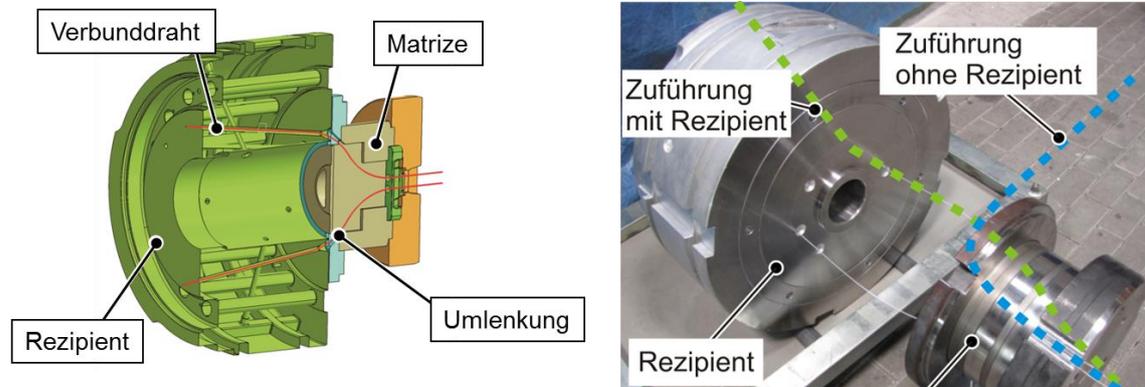


Abbildung 2.2

Werkzeug zum Verbundstrangpressen von Verbunddrähten: Prinzip (links) und Vergleich der Biegeradien mit herkömmlicher Zuführung (rechts) [Dah14]

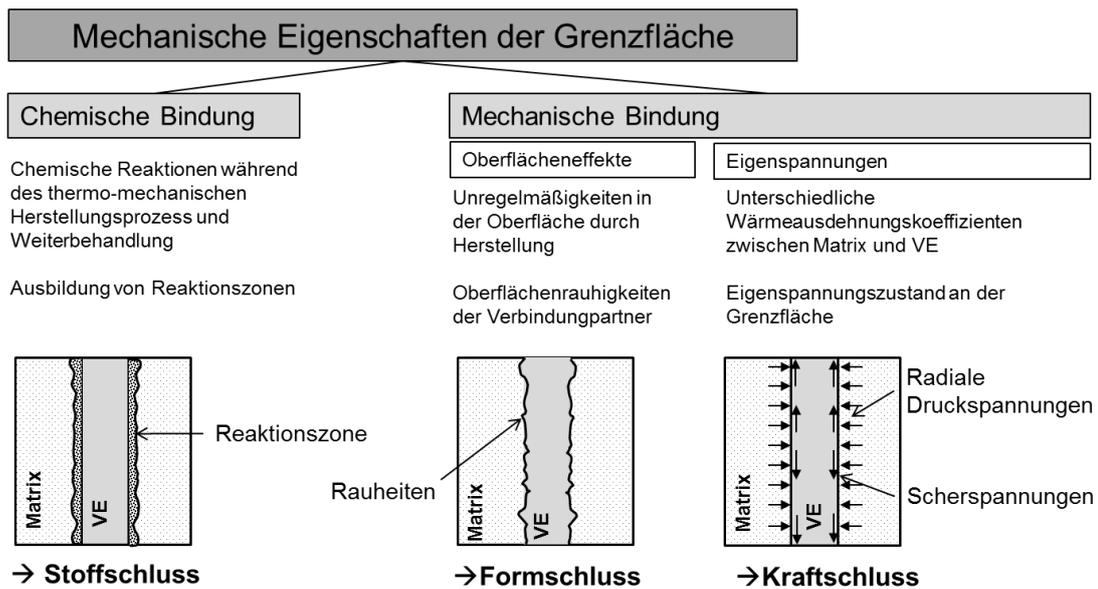
Die Zuführung der Verbunddrähte erfolgt in diesem Fall über Bohrlöcher im Rezipienten. Hierdurch können die Umlenkradien bei der Zuführung signifikant vergrößert werden, was der Vergleich mit der konventionellen Zuführung ohne Rezipient verdeutlicht (Abbildung 2.2 (rechts)). Die Reibung in den Zuführkanälen kann mittels Gleitlager aus Siliziumkarbid an kritischen Kontaktpunkten in den Kanälen deutlich reduziert werden. In der Summe aller Maßnahmen führt dies zu einer relevanten Entlastung der Verbunddrähte während des Prozesses und ermöglicht somit die prozesssichere Einbettung keramischer Verbunddrähte in Leichtmetallprofile [Dah14] [Pie14].

2.3 Grenzflächen in MMCs

Die Grenzfläche innerhalb von Metallmatrix-Verbundwerkstoffen ist verantwortlich für die Kraftübertragung von Matrix in das Verstärkungselement und hat deshalb entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften und das Schädigungsverhalten solcher Verbunde [Met74] [Cha87] [Jin01] [Cly95] [Cha02a]. Sie wird nach [Met74] als Region signifikant veränderter chemischer Zusammensetzung definiert. Sie beeinflusst nicht nur das Verhalten unter mechanischer Beanspruchung [Cha06], son-

dern auch das Verhalten bei korrosiver Einwirkung [Bob10] [Rin12], sowie die Anwendbarkeit unterschiedlicher Füge-technologien [Ell96].

Die Bindung zwischen Matrix und Verstärkungselement (VE) in MMCs ist im Vergleich zu Polymer- oder Keramik-Verbunden relativ stark [Cha95]. Dies ist meist erwünscht, da die Grenzfläche oft der limitierende Faktor für die Lastübertragung von der Matrix in die meist hochfesten Verstärkungselemente ist. Ist die Grenzflächenfestigkeit hoch genug, um Kräfte bis zum Verstärkungselementversagen zu übertragen, so ist das Schädigungsverhalten durch ein plötzliches Versagen des Verstärkungselementes charakterisiert [Cly91] [Yue95]. Wird ein schädigungstoleranteres Versagenverhalten angestrebt, so muss das Versagen in die Grenzfläche verlagert werden. Das bedeutet die Grenzflächenfestigkeit muss über entsprechende Maßnahmen, wie z.B. Oberflächenbehandlung oder Beschichtung der Verstärkungselemente eingestellt werden [Wei06a]. Das Grenzflächendesign liefert daher ein wichtiges Werkzeug, um MMCs auf den jeweiligen Belastungsfall anzupassen und das gewünschte Schädigungsverhalten einzustellen. Hierzu muss ein genaues Verständnis des Aufbaus und der Eigenschaften der Grenzfläche vorliegen. Die Grenzflächenfestigkeit in MMCs wird durch mechanische und chemische Effekte beeinflusst [Cha01]. Der Ursprung dieser Effekte ist in Abbildung 2.3 übersichtshalber dargestellt und soll in den folgenden Kapiteln genauer betrachtet werden.

**Abbildung 2.3**

Einflüsse auf die Grenzflächenfestigkeit nach [Cha01]

2.3.1 Mechanische Bindung

Die mechanischen Effekte, welche die Grenzflächenfestigkeit beeinflussen, lassen sich im Wesentlichen auf zwei Phänomene zurückführen. Zum einen können formschlüssige Verbindungen auf makroskopischer oder mikroskopischer Ebene vorliegen, zum anderen können Klemmkräfte in radialer Richtung, bedingt durch unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten zwischen Matrix und Verstärkungselement wirken [Cha00] [Cha01]. Erstere entstehen durch Oberflächenrauheiten des Verstärkungselements. Diese können entweder direkt aus der Herstellung der Verstärkungselemente resultieren oder durch eine nachträgliche Oberflächenbehandlung beeinflusst werden. Oberflächenrauheiten bleiben bei der Herstellung des Verbundes meist erhalten und resultieren in einem Formschluss auf mikroskopischer Ebene [Cha06]. Je nach Herstellungsverfahren kann somit ein mehr oder weniger starker Formschluss eingestellt werden. Dies gilt insbesondere dann, wenn z.B. bei einem schmelzmetallurgischen Prozess von einem guten Benetzungsverhalten ausgegangen werden kann. [Wei06a] wies beispielsweise an Verbunddrähten aus mit Reinaluminium infiltrierten Aluminiumoxidfasern eine formschlüssige

Verbindung auf Nanometerebene durch eine zahnförmig ausgebildete Grenzflächenmorphologie nach. Durch die Verwendung spezieller Verstärkungselementgeometrien kann auch ein makroskopischen Formschluss erreicht werden, wie z.B. bei der Verwendung von Seilen anstatt von glatten Drähten oder Fasern [Wei05b] [Wei12a] [Wei07b] [Wei06a].

Durch die Verwendung von Verstärkungselementen, welche einen deutlich kleineren thermischen Ausdehnungskoeffizienten aufweisen als die metallische Matrix, entstehen bei Herstellungsverfahren, welche unter hohen Temperaturen erfolgen (alle schmelzmetallurgischen Verfahren, Warmumformungsverfahren wie das Verbundstrangpressen, HIP-Verfahren etc.) bei der Abkühlung von Prozess- auf Raumtemperatur, Druckeigenspannungen auf das Verstärkungselement, sowohl in longitudinaler als auch radialer Richtung. Diese Druckeigenspannungen radial zum Verstärkungselement führen zu einer Erhöhung der Grenzflächenfestigkeit zwischen Matrix und Verstärkungselement [Cha95] [Cha01] [Cha06].

Die Grenzflächenscherfestigkeit wird somit durch einen zusätzlichen Anteil erhöht, der sich nach $\tau = \mu \cdot \sigma_r$ berechnet, wobei μ der Reibkoeffizient der Materialpaarung und σ_r die radiale Druckspannung ist [Cha12]. Bei keramischen Verstärkungselementen ist dieser Effekt jedoch deutlich stärker ausgeprägt als bei metallischen, da der Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten hier erheblich größer sein kann. Die Eigenspannungen können in unmittelbarer Nähe zum Verstärkungselement bis an die Streckgrenze des Matrixmaterials heranreichen und diese lokal sogar überschreiten, was zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte in der Nähe der Grenzfläche führt und damit zu einer zusätzlichen Verfestigung der Grenzflächenregion [Vog86a] [Cha72].

2.3.2 Chemische Bindung

Neben der rein mechanischen Bindung ist in Metallmatrix-Verbunden eine zusätzliche chemische Bindung in den meisten Fällen erwünscht. Je nach Verbundpartner befindet sich das System im thermodynamischen Un-

gleichgewicht und ist bestrebt durch chemische Reaktionen die Gesamtenergie des Systems zu verringern [Cha06]. Die chemische Bindung resultiert dabei entweder durch Lösung im festen Zustand und/oder durch die Bildung von Reaktionsprodukten zwischen Matrix und Verstärkungselement an der Grenzfläche. Dies findet besonders bei erhöhten Temperaturen, welche während des Herstellungsprozesses und/oder eines Wärmebehandlungsschrittes oder aber auch im laufenden Betrieb auftreten können, statt. Sind die Diffusionsmöglichkeiten ausreichend groß, kann es zur Bildung einer Reaktionszone, die aus mehreren Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung bestehen kann, kommen [Aga99] [Via02].

Da es sich um diffusionsgesteuerte Vorgänge handelt, ist die Dicke einer solchen Reaktionszone zeit- und temperaturabhängig, wie aus dem folgenden Zusammenhang ersichtlich ist [Got98]: Näherungsweise lässt sich die Dicke x der Reaktionszone durch

$$x \approx \sqrt{2Dt} \quad \text{Gleichung 2.1}$$

beschreiben, wobei D ein pseudo-Diffusionskoeffizient mit der Einheit m^2s^{-1} ist. Dieser kann mit einem Arrhenius-Term beschrieben werden:

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-\Delta Q}{kT}} \quad \text{Gleichung 2.2}$$

($D_0 = \text{konst.}$; ΔQ : Aktivierungsenergie; k : Boltzmann-Konstante; T : Temperatur)

Die Dicke der Reaktionsschicht ist proportional zur Wurzel aus der Zeit und über den Diffusionskoeffizienten exponentiell mit der Temperatur verknüpft. [Aga99].

Während eine Reaktionszone von geringer Dicke die Grenzflächenfestigkeit steigern kann, ist die exzessive Bildung von Reaktionszonen zu vermeiden. Längere Haltezeiten bei hohen Temperaturen und damit ausgeprägten Reaktionszonen können zu einer Schädigung des Verstärkungselements und daraus resultierender Kerbwirkung führen [Eva03] oder zur Bildung unerwünschter spröder Phasen [Bha89] [Tiw87] [Cha06]. [Rah08]

unterscheidet fünf Stadien der Grenzflächenreaktion, in deren Verlauf sich die ursprüngliche Struktur der Grenzfläche immer stärker verändert (Abbildung 2.4).

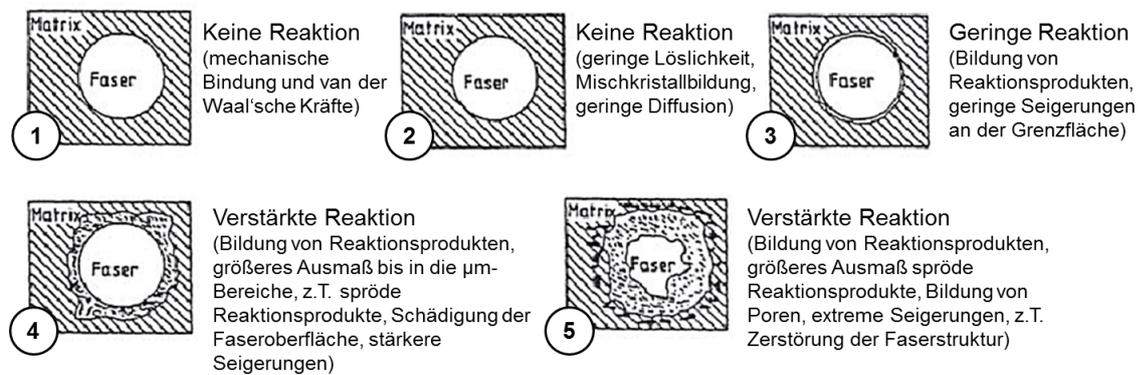


Abbildung 2.4

Stadien der Reaktionskinetik an Grenzflächen in MMCs nach [Rah08]

In den Stadien 1 und 2 liegt keine Reaktion zwischen den Verbundpartnern vor, es kommt zu keiner Bildung einer Reaktionszone. In diesem Zustand ist die chemische Bindung nur unzureichend ausgeprägt und es liegen überwiegend nur adhäsive Kräfte in der Grenzfläche vor. Die Stadien 4 und 5 beschreiben Zustände mit ausgeprägter Reaktionszone, wobei durch die Bildung spröder Reaktionsprodukte und Reduzierung des Faserdurchmessers von einer deutlichen Reduzierung der Faserfestigkeit auszugehen ist. Die optimale Grenzflächenausbildung beschreibt demnach Stadium 3, mit geringfügiger chemischer Reaktion an der Grenzfläche [Rah08].

Kommt es zur Bildung von intermetallischen Phasen, so können diese auch den Eigenspannungszustand im Verbund beeinflussen, sofern ihr thermischer Ausdehnungskoeffizient signifikant von jenen der Matrix und der Verstärkungselemente abweicht [Tiw87].

Neben Veränderungen in der Grenzfläche kann es durch thermische Einflüsse auch zu Änderungen im Matrixmaterial kommen. Je nach Temperaturbereich muss von Einflüssen auf die Mikrostruktur (z.B. Rekristallisation bei Aluminiumlegierungen, Änderung der Ausscheidungsverteilung- und Morphologie oder Änderung der Versetzungsdichte) ausgegangen werden,

welche die Grenzfläche und das Verhalten des Gesamtverbunds beeinflussen können.

Chemische Bindung in Aluminium-Stahl-Verbundwerkstoffen

Bei der Betrachtung von Aluminiummatrix-Verbunden mit Verstärkungselementen auf Eisenbasis, zeigt sich, dass die Diffusionsprozesse an der Grenzfläche zur Bildung von intermetallischen Verbindungen führt, was auf eine sehr geringe Löslichkeit von Eisen in Aluminium (0,052 Ma-% bei RT) zurückzuführen ist [Man06]. Je nach Herstellungsverfahren ist allerdings von Unterschieden auszugehen. Bei schmelzmetallurgischen Verfahren ist von einer hohen Reaktivität zwischen Aluminium und Eisenwerkstoff auszugehen und je nach Abkühldauer unterscheidet sich der Anteil der gebildeten intermetallischen Phasen [Bol98] [Col93] [Del93]. Zahlreiche Untersuchungen belegen die Bildung von FeAl_3 bzw. Fe_2Al_5 -Phasen an der Grenzfläche [Bou10] [Man07] [Col93] [Dur96] [Via02]. In siliziumhaltigen Aluminiumlegierungen können allerdings ebenfalls ternäre Al-Fe-Si-Verbindungen entstehen [Fra06] [Dez07]. Bei der Einbettung von rostfreiem NiCr-Stahl in eine Aluminiummatrix konnte zudem die Diffusion von Nickel und Chrom in die Aluminiummatrix beobachtet werden [Col93] [Bha89].

Je nach Temperatureinwirkung kann von unterschiedlicher Dicke der Reaktionszone ausgegangen werden. Bei schmelzmetallurgischen Prozessen bilden sich deutlich ausgeprägte Reaktionsschichten mit Grenzschichtdicken von über 3 μm , welche von [Bha89] als optimale Schichtdicke bezüglich der Verbundfestigkeit an heiß-isostatisch gepressten Aluminium-Stahl-Verbunden postuliert wurde. Diese wird in schmelzmetallurgischen Prozessen allerdings meist überschritten [Col93] [Bou10].

Werden Aluminiummatrixverbundwerkstoffe mittels Warmumformung hergestellt, so ist die Reaktion an der Grenzfläche weit weniger ausgeprägt. Das Wachstum von Reaktionsschichten wird hier kaum beobachtet [Wei06a] [Pat74]. Dennoch sind die Temperaturen hoch genug um Diffusionsprozesse zwischen Matrix und Verstärkungselement zu ermöglichen.

So beobachtete [Wei06a] die Diffusion von Fe, Ni und Cr in einem verbundstranggepressten System aus einer EN AW-6060-Matrix mit 1.4310 Federstahldrahteilern mit Diffusionswegen bis zu 250 nm. Eine partikelförmige Bildung intermetallischer Phasen an der Grenzfläche wurde ebenfalls beobachtet, wobei es sich mutmaßlich um $(\text{Fe}_2\text{Al}_5)\text{Cr}$ -Verbindungen handelt. Bereits [Pat74] wies solche Verbindungen an einem heiß-isostatisch gepressten Reinaluminium/Stahl (NS-355) Verbund nach, mit einer ausgeprägten Reaktionsschichtbildung allerdings erst nach längerer Auslagerung bei Temperaturen über 500°C. Eine intensive Bildung dieser Phase führt dabei, aufgrund deren Sprödigkeit, zu einem Abfall der Verbundfestigkeit [Pat74] [Til76]. Beim heiß-isostatischen Pressen mit längerer Presszeit (2h) eines Verbunds aus Aluminium und rostfreiem Stahl konnte [Fil98] zudem komplexere $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{NiFe}_7$ -Verbindungen nachweisen.

Da die Bildungsenthalpien von Eisen-Aluminiden sehr nahe beieinander liegen (z.B. von FeAl (14,3 kJ/mol) [Aga99] und Fe_2Al_5 (17 kJ/mol) [Spr11]), ist die Bildung verschiedener Phasen wahrscheinlich [Aga99]. Das jeweilige Werkstoffsystem hat dabei einen großen Einfluss auf die Zusammensetzung als auch für die Wachstumskinetik [Del93] [Fra06] [Spr11]. So hat Silizium einen bedeutenden Einfluss auf die Bildung und das Wachstum binärer Al-Fe- und ternärer Al-Fe-Si-Verbindungen [Spr11]. Reinaluminium bildet dickere Reaktionszonen als Aluminiumlegierungen [Pel00] [Fra06]. Lokale Ungleichgewichte und konkurrierende Reaktionen beeinflussen zusätzlich, welche Verbindungen in welchem Umfang gebildet werden [Bha89] [Fra06].

Chemische Bindung in Aluminium-Aluminiumoxid-Verbundwerkstoffen

Aluminiumoxid ist einer der am häufigsten verwendeten Verstärkungswerkstoffe für Aluminiummatrixverbunde. Er bietet eine gute Grenzflächenkompatibilität aufgrund seiner inerten Oberfläche, weist jedoch schlechte Benetzungseigenschaften durch die reine Aluminiumschmelze auf. Die Benetzungseigenschaften können jedoch durch verschiedene Legierungszusätze, wie z.B. Magnesium oder Lanthan, sowie durch unter-

schiedliche Beschichtungen der Faser verbessert werden [San09] [Sha04]. Durch die Legierungselemente der Aluminiummatrix wird die Ausbildung der Grenzfläche deutlich beeinflusst. So entsteht bei magnesiumhaltigen Legierungen eine magnesiumreiche Grenzschiicht, bestehend aus MgAl_2O_4 (Spinell) und/oder MgO , wobei die Ausprägung der Reaktionsschiicht stark vom Magnesiumgehalt der Matrixlegierung abhängig ist. [Ber94] konnte an einer EN AW-6061-Legierung hier die bevorzugte Bildung von MgAl_2O_4 an der Grenzfläche unter Auflösung von Al_2O_3 , nach Halten bei Lösungsglüh-temperatur zwischen 30 min und 2h, nachweisen. [Dok00] vermutete das die Anreicherung von MgO an der Grenzfläche eines $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AlMg0.7}$ -Verbundes zu einem herabsetzen der Grenzflächenfestigkeit führt. Das Zulegieren von Strontium kann die Bildung von MgAl_2O_4 verhindern unter Ausbildung einer amorphen Grenzflächenphase. Das Zulegieren von Lanthan führt zur Bildung von La_2O_3 an der Grenzfläche [Sha04]. Cu-haltige Aluminiumlegierungen zeigen die Ausbildung einer Cu-reichen Phase an der Grenzfläche, welche vermutlich auf die Bildung von CuAl_2O_4 bzw. CuAl_2 zurückgeführt wurde [Lev78]. Bei gleichzeitiger Anwesenheit von Mg wird die Reaktion allerdings deutlich vermindert [Lev78]. [Wei05a] stellte an Verbunddrähten aus Reinaluminium und Al_2O_3 -Fasern einen gezahnten Grenzflächensaum aus Al_2O_3 fest. Intermediäre Phasen wurden in dieser Arbeit jedoch nicht nachgewiesen.

2.4 Charakterisierung von Grenzflächen

Zur Charakterisierung des Grenzflächenverhaltens und zur Bestimmung der Grenzflächenfestigkeit gibt es eine große Auswahl an Charakterisierungsmethoden [Cha06] [Cly91]. Die beiden wichtigsten Methoden zur Beschreibung des Grenzflächenverhaltens in MMCs basieren entweder auf spannungskontrollierten oder energiekontrollierten Modellen. Bei den spannungskontrollierten Modellen wird angenommen, dass die Grenzflächenscherfestigkeit während des Tests konstant bleibt. Dabei wird zwischen der Ablösung des Verstärkungselementes und der darauf folgenden Gleitreibung zwischen Verstärkungselement und Matrix unterschieden.

Kurz vor der Risspitze kommt es zu einem Spannungsmaximum in Größe der Grenzflächenscherfestigkeit. In Bereichen des Rissfortschritts, also dort wo sich das Verstärkungselement bereits von der Matrix gelöst hat ist die Scherspannung von der Reibung abhängig [Cha95].

Die energiekontrollierten Modelle basieren auf bruchmechanischen Ansätzen. Es wird angenommen, dass ein Riss in der Grenzfläche nur dann voranschreitet, wenn die Energiefreisetzungsrate G einen kritischen Wert G_{ic} erreicht. Diese kritische Energiefreisetzungsrate G_{ic} ist für den jeweiligen Grenzflächenzustand charakteristisch. Der Spannungszustand in der Grenzfläche setzt sich aus Anteilen normal zur Grenzfläche (Mode I) und in der Regel auch einer Scherbeanspruchung (Mode II) zusammen und wird durch den Winkel ψ charakterisiert [Cly91].

Zur experimentellen quantitativen Charakterisierung der Grenzfläche in Verbundwerkstoffen werden meist mikromechanische Prüfmethode angewandt. Es existiert eine Vielzahl von Verfahren, welche in zwei Gruppen eingeteilt werden können. Einerseits gibt es Verfahren, bei denen das Verstärkungselement direkt belastet wird. Gängige Verfahren sind hierbei der Pull-Out-Versuch [Mar91], sowie der Push-Out-Versuch [Mar84]. Andererseits werden Verfahren unterschieden, bei denen die Prüfkraft über die Matrix eingebracht wird, wie z.B. beim Single Fiber Fragmentation Test [Fei04] [Tri98].

2.4.1 Der Push-Out-Versuch

Aufgrund der einfach Probenherstellung und Durchführung ist der Push-Out-Versuch, welcher von [Mar84] ursprünglich zur Charakterisierung von Keramikmatrix-Verbundwerkstoffen entwickelt wurde, heute eine weit verbreitete Charakterisierungsmethode, die auch auf Verbundsysteme mit Polymer- oder Metallmatrix anwendbar ist.

Bei dieser Methode wird das Verstärkungselement so über einer Nut platziert, dass mittels eines Indenters das Verstärkungselement belastet werden kann und aus der Matrix herausgedrückt werden kann. Hierbei wird

eine Kraft-Verschiebungskurve ermittelt. Der typische Verlauf einer solchen Kraft-Verschiebungskurve ist in Abbildung 2.5 dargestellt.

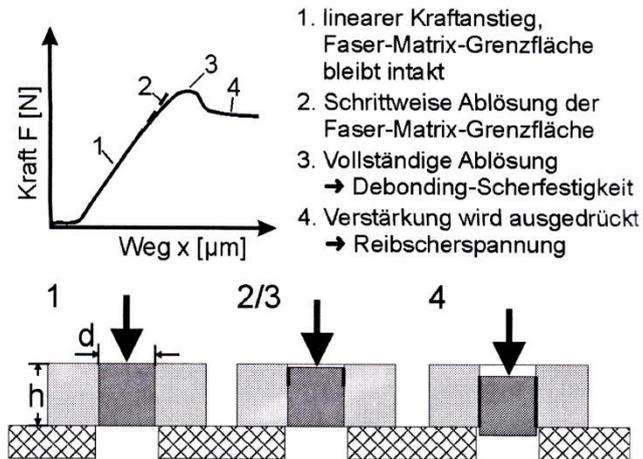


Abbildung 2.5

Prinzipielle Kraft-Verschiebungskurve und Prinzip des Push-Out-Versuchs [Wei06c] nach [Jan95]

Zunächst ist die Kurve durch einen linearen Kraftanstieg gekennzeichnet. Eine Schädigung der Grenzfläche findet in diesem Abschnitt noch nicht statt, da lediglich elastische Verformungen auftreten **(1)**. Mit beginnender Ablösung der Grenzschicht wird der Kraft-Weg-Verlauf flacher **(2)**. Nach Erreichen des Kraftmaximums **(3)** kommt es dann zur vollständigen Ablösung des Verstärkungselements von der Matrix und der weitere Kurvenverlauf wird durch die beim Herausdrücken des Verstärkungselementes herrschenden Reibungskräfte bestimmt **(4)**.

Zur Berechnung der maximalen Grenzflächenscherfestigkeit (Debondingscherfestigkeit σ_{deb}) wird die ermittelte Maximalkraft auf die Mantelfläche des Verstärkungselements mit dem Durchmesser d und der Höhe h bezogen und man erhält nach Gleichung 2.3:

$$\sigma_{deb} = \frac{F_{max}}{\pi \cdot d \cdot h} \quad \text{Gleichung 2.3}$$

Diese Rechnung ist jedoch nur gültig, wenn von einer reinen Scherbelastung der Grenzfläche ausgegangen wird und eine homogene Spannungsverteilung über die Probendicke angenommen wird. In der Realität zeigt

sich jedoch häufig eine inhomogene Spannungsverteilung, welche von Probengeometrie und Nutgeometrie abhängig ist [Gra84]. Da in der praktischen Umsetzung des Push-Out-Versuchs die Nutbreite immer größer sein muss als der Verstärkungselementdurchmesser, ist immer von einer zusätzlichen Biegebeanspruchung der Probe, wie in Abbildung 2.6 dargestellt, auszugehen [Yue98]. An der Probenoberseite werden radiale Druckspannungen und an der Unterseite radiale Zugspannungen induziert, welche einen nicht zu unterschätzenden Einfluss auf das Versagensverhalten haben können. So beginnt das Grenzflächenversagen häufig an der Unterseite, statt wie erwartet an der Oberseite [Gal96]. Es muss also von einer Geometrieabhängigkeit der gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit im Push-Out-Versuch ausgegangen werden. Untersuchungen von [Yue98] zeigen, dass die Ausprägung der Biegespannungen von Probenhöhe und Nutbreite abhängen und mit steigendem Aspektverhältnis der Probe h/d und steigendem Verhältnis von Probenhöhe zu Nutbreite h/b , größer wird.

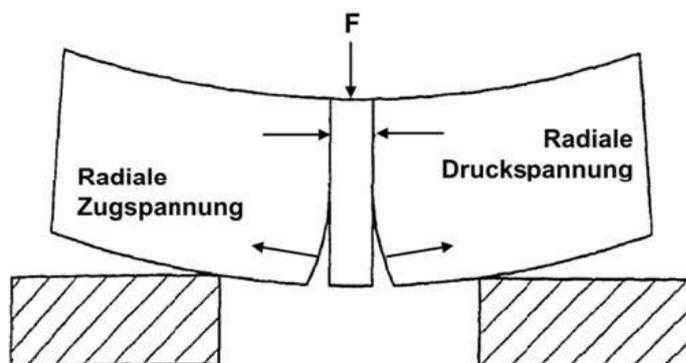


Abbildung 2.6

Schematische Darstellung der inhomogenen Grenzflächenbeanspruchung bei Durchbiegung der Probe [Mer12] nach [Yue98]

Weitere Untersuchungen zur Geometrieabhängigkeit an unidirektional federstahldrahtverstärktem EN AW-6082 erfolgten von [Mer12], wonach eine geringe Beeinflussung der Grenzflächenscherfestigkeit ab einem Verhältnis $h/b = 1$ attestiert wird. [Rhy94] ermittelte für die Push-Out-Prüfung von MMC an Dünnschliffproben ein Aspektverhältnis $h/d \geq 2$ und $h/b \geq 1$, ab dem der Geometrieinfluss auf die Grenzflächenscherfestigkeit vernachlässigt werden kann.

Ein weiterer Nachteil der Methode ist es, dass von einer radialen Ausdehnung des Verstärkungselementes durch den Poisson-Effekt auszugehen ist, welcher zu radialen Druckspannungen in der Grenzfläche führt und je nach Geometriebedingungen, nicht vernachlässigt werden kann [Chu85].

2.4.2 Der Pull-Out-Versuch

Der Pull-Out-Versuch ist dem Push-Out-Versuch sehr ähnlich, mit dem Unterschied, dass hierbei das Verstärkungselement aus dem Matrixmaterial herausgezogen wird. Eine der ersten detaillierten Untersuchungen zum Pull-Out-Versuch an MMC wurde von [Kel70] an Kupfer/Wolfram Verbundwerkstoffen durchgeführt. Aufgrund der aufwendigen Probenherstellung ist er allerdings zur Prüfung von MMC weit weniger verbreitet, als der Push-Out-Versuch und findet gehäuft Anwendung zur Prüfung von PMCs.

Abbildung 2.7 zeigt den prinzipiellen Aufbau zur Durchführung des Pull-Out-Versuchs.

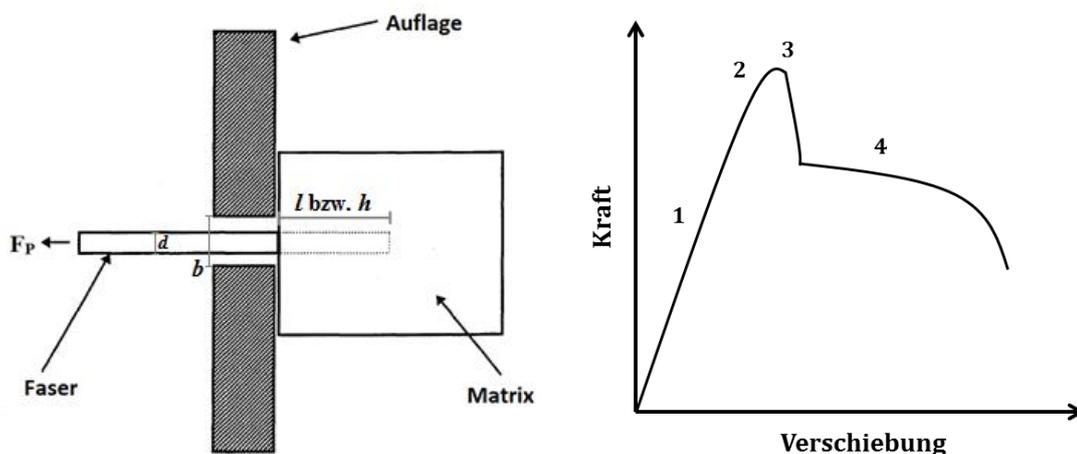


Abbildung 2.7

Prinzip des Pull-Out-Versuchs [Yue98] und schematische Darstellung eines typischen Kraft-Verschiebungs Diagramms nach [Cly95] und [DiF96]

Zur Durchführung des Pull-Out-Versuchs muss zunächst eine Probe hergestellt werden, welche über ein freies Ende des Verstärkungselements verfügt. Die Einbettlänge des Verstärkungselementes muss dabei zwingend

unter der kritischen Faserlänge l_c liegen, damit eine vollständige Ablösung des Verstärkungselements vor Verstärkungselementversagen erfolgen kann [Kel70]. Der Probenkopf mit eingebettetem Verstärkungselement wird dann entweder über einer Nut aufgelegt (Top Loading Method, vgl. Abbildung 2.7) oder durch Aufkleben der Probe auf einer Halterung fixiert (Bottom Loading Method) [Yue95]. Das Verstärkungselement wird dann mit konstanter Verfahrensgeschwindigkeit aus der Matrix herausgezogen und eine kontinuierliche Kraft-Verschiebungskurve aufgezeichnet. Die typische Kraft-Verschiebungskurve (Abbildung 2.7 rechts) kann analog zu den per Push-Out-Versuch ermittelten Kurven in vier Bereiche eingeteilt werden (vgl. Kapitel 2.4.1). Eine gängige Methode zum Vergleich unterschiedlicher Probenvarianten ist, analog zum Push-Out-Versuch, der Vergleich der maximalen Beanspruchung σ_{Deb} bis zum Versagen durch eine komplette Grenzflächenablösung (Abbildung 2.7: Punkt 3) nach Gleichung 2.3.

Wie beim Push-Out-Versuch beeinflussen die geometrischen Randbedingungen des Tests die Ergebnisse. Dazu zählt beispielsweise die Art der Einspannung, eingebettete Verstärkungselementlänge und Nutbreite [Yue98], sowie die Probengeometrie [Kel65a]. Zu beachten ist außerdem, dass durch die Zugbelastung der Faser eine radiale Kontraktion erfolgt, sodass in radialer Richtung eine Normalkomponente auf die Grenzfläche wirkt, welche sich mit zunehmender Einbettlänge negativ auf die gemessene Maximalkraft auswirkt [Chu85]. Dies und die Tatsache, dass die Spannungsverteilung entlang der eingebetteten Faser nicht konstant ist [Yue95], sind dafür verantwortlich, dass die nach Gleichung 2.3 berechnete Grenzflächenfestigkeit nur eine Näherung darstellt.

2.4.3 Der Single Fiber Fragmentation Test

Eine weitere Methode zur Bestimmung der kritischen Grenzflächenspannung σ_{Deb} ist der Single Fiber Fragmentation Test (SFFT) [Cly93] [Tri98] [Fei04]. Wird eine äußere Kraft auf eine in einer Matrix eingebettete Faser ausgeübt, so erfolgt die Kraftübertragung über Scherspannungen in der Grenzfläche. Bei kontinuierlicher Erhöhung der Kraft wird die Dehnung in

der Probe schlussendlich die Bruchdehnung der Faser oder des Verstärkungselementes überschreiten und es kommt zum Bruch der Faser bei der Faserzugfestigkeit σ_f . Ist der Verstärkungsanteil in der Probe vergleichsweise gering und die Duktilität der Matrix deutlich höher als die der Matrix, so wird der Verbund nicht direkt versagen, sondern es kommt mit steigender Last zu weiteren Faserbrüchen, bis die Faserlänge die sogenannte kritische Faserlänge erreicht und keine weitere Fragmentierung mehr möglich ist [Lil94]. Abbildung 2.8 stellt diesen Prozess der Faserfragmentierung schematisch dar.

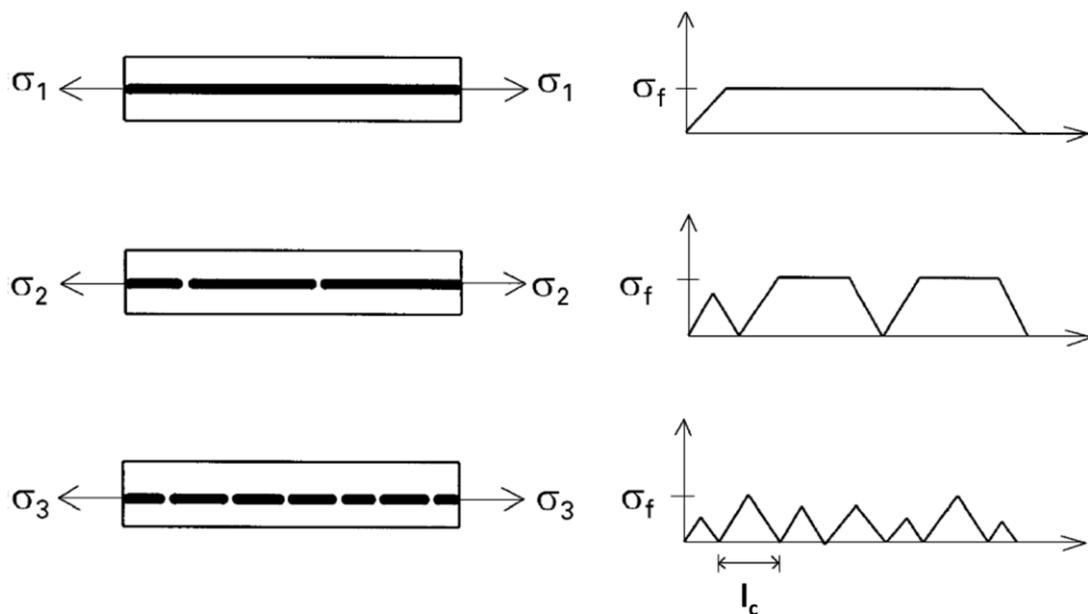


Abbildung 2.8

Schematische Darstellung des Fragmentierungstestes nach [Tri98]

Da die Kraftübertragung über Scherkräfte entlang der Mantelfläche (\triangleq Grenzfläche) des Verstärkungselements erfolgt, kann aus der kritischen Faserlänge l_c über ein simples Kräftegleichgewicht die Grenzflächenscherfestigkeit σ_{Deb} berechnet werden [Kel65a].

$$\sigma_{Deb} = \frac{\sigma_f \cdot d}{2 \cdot l_c}$$

Gleichung 2.4

Wobei mit σ_f = Zugfestigkeit der Faser und d = Faserdurchmesser bezeichnet werden.

Die kritische Faserlänge berechnet sich aus der durchschnittlichen Faserlänge zu [Ohs78]:

$$l_c = \frac{4}{3} \cdot \bar{l} \quad \text{Gleichung 2.5}$$

Aufgrund der aufwändigen Analyse der mittleren Faserlänge, falls es sich nicht um eine transparente Matrix handelt (Metallographisch, Computertomographie, etc.), findet der SFFT hauptsächlich Anwendung bei der Charakterisierung von faserverstärkten Kunststoffen [Fei04].

2.5 Grenzflächendegradation und mechanisches Verhalten von MMC

2.5.1 Korrosionsmechanismen

Die Korrosion von Metallen wird definiert als physikochemische Wechselwirkung zwischen einem Metall und dessen Umgebung, welche zu einer Veränderung der Eigenschaften bzw. zu erheblichen Beeinträchtigungen der Funktion des Metalls oder der des technischen Systems führt [DIN99b]. Betrachtet man den Korrosionsprozess aus thermodynamischer Sicht, so lässt sich dieser auf die Verminderung der freien Gibb'schen Enthalpie ΔG durch die Korrosionsreaktion zurückführen [Kae03].

Um die Korrosionsneigung der Metalle zu beschreiben, wird üblicherweise das Standardelektrodenpotenzial verwendet. Dieses gibt die Potenzialdifferenz zwischen Metall und einer Referenzelektrode (Standardwasserstoffelektrode) mit dem Potenzial von 0 an. Die elektrochemische Spannungsreihe gibt die Stellung der Metalle untereinander an. Edle Metalle zeichnen sich durch ein hohes positives Standardelektrodenpotenzial aus, während unedle Metalle ein hohes negatives Standardelektrodenpotenzial aufweisen [Bar12]. Stehen zwei unterschiedliche Metalle zueinander im Kontakt, wie beispielsweise an der Grenzfläche eines Verbundwerkstoffes, so wirkt das unedlere Metall als Anode und wird bei Anwesenheit eines Elektrolyten oxidiert.

[DIN99b] beschreibt insgesamt 37 unterschiedliche Korrosionsmechanismen. Diese sind von unterschiedlichsten Faktoren abhängig, unter anderem dem Werkstoff, den Herstellungsbedingungen, den geometrischen Verhältnissen am Bauteil und den Umgebungsbedingungen. Im Folgenden soll deshalb nur auf die wichtigsten Korrosionsmechanismen in Aluminium und Aluminiummatrixverbundwerkstoffen eingegangen werden. Nach [Hih97] wird dabei nach galvanischer Korrosion, chemischer Korrosion und Korrosion durch mikrostrukturelle Effekte unterschieden.

Aluminium weist ein sehr hohes negatives Elektrodenpotential auf, ist daher sehr unedel und daher prädestiniert für **galvanische Korrosion**, wenn es in Kontakt mit einem edleren Metall gebracht wird [Man07]. In Verbundwerkstoffen tritt dieser Fall sehr häufig auf. Jedoch bildet Aluminium in vielen Umgebungen eine schützende Oxidschicht, welche die weitere Korrosion verhindert bzw. mehr oder weniger stark verlangsamt (Passivierung). Der Korrosionsangriff in Aluminiumwerkstoffen ist deshalb immer einzelfallabhängig. Generell wird die Korrosionsrate von Aluminium durch die Anwesenheit von edlen Verstärkungselementen, halogenhaltiger Umgebung oder dem Auftreten von intermetallischen Verbindungen erhöht. Des Weiteren gilt Aluminium, insbesondere in neutralen Medien (z.B. Meerwasser, feuchte Luft, etc.), als besonders empfindlich gegenüber lokaler Korrosion (Lochfraß- oder Spaltkorrosion) [Bob10] [Rin12] [Ahm11]. In Aluminiumverbundwerkstoffen wird zusätzlich ein höheres Lochfraßpotential im Vergleich zu unverstärkten Aluminiumlegierungen beobachtet [Gre97] [Bob10]. Die Korrosionsneigung kann dabei, laut [Man07], mittels Mischpotenzialkurve vorhergesagt werden. Auf das Korrosionspotential hat der direkte Kontakt der Einzelkomponenten jedoch nur wenig Einfluss, allerdings steigt die Korrosionsrate in den meisten Fällen deutlich an [Gre97] [Yos95]. Für eine EN AW-6061-Legierung nennt [Shi02] Spaltkorrosion entlang der Grenzfläche als mögliche Ursache für die erhöhte Korrosionsrate des Verbundwerkstoffes im Vergleich zum unverstärkten Werkstoff. Die Bildung von Reaktionsschichten mit veränderter chemischer Zusammensetzung kann ebenfalls einen erheblichen Einfluss auf das Korrosionsverhalten ausüben. So kann diese verhindern,

dass sich ein ununterbrochener Oxidfilm bildet [Gre97] oder dass der Oxidfilm lokal aufgebrochen wird [Bob10]. Gleichfalls können intermetallische Verbindungen Stellen bevorzugten Korrosionsangriffs darstellen oder als Kathode wirken, wodurch die umgebende Aluminiummatrix anodisch aufgelöst wird. So verringert Fe_3Al laut [Man07] die Korrosionsbeständigkeit einer stahlverstärkten Aluminiumlegierung deutlich. Unter dem Begriff der **chemischen Degradation** sind Effekte zusammengefasst, die nicht durch elektrochemische Analyse beschreiben werden können. Diese tritt eigentlich nur in Metallmatrixverbundwerkstoffen mit anorganischen Verstärkungselementen auf. So kommt es zum Beispiel zur Hydrolyse von Al_4C_3 in MMCs mit einer stark kohlenstoffhaltigen Verstärkungsphase (z.B. Kohlenstofffasern oder SiC), welche zur Rissbildung an der Grenzfläche führt [Bob10]. Desweiteren kann die Korrosionsform auch auf **mikrostrukturelle Effekte** zurückzuführen sein [Hih97]. Hierzu zählt die erwähnte Bildung intermetallischer Phasen, entweder bei der Herstellung oder durch nachträgliche Wärmebehandlung, oder aber auch die Versetzungsbildung beim Abkühlen des Verbundwerkstoffes durch unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten. Ein weiterer mikrostruktureller Effekt tritt speziell bei der Aluminiumlegierung EN AW-6082 auf. Die Autoren [Wie08] [Hän11] berichten übereinstimmend, dass bei dieser Legierung ultrafeinkörnige Gefüge (Korngröße $< 1\mu\text{m}$) einen höheren Korrosionswiderstand aufweisen als grobkörnige.

In allen Fällen ist mit einer starken Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes zu rechnen. Insbesondere da die Korrosion, aufgrund der erläuterten Wechselwirkungen bevorzugt an der Grenzfläche oder in Grenzflächennähe ablaufen, ist von einer starken Schwächung dieser auszugehen [Tur92]. [Mer08b] untersuchte die Degradation der Grenzflächenscherfestigkeit durch Korrosion an einer federstahldrahtverstärkten (1.4310) Aluminiumlegierung (EN AW-6060) in unterschiedlichen Medien. Während destilliertes Wasser und eine Straßensuspension nach [DIN07] nur zu einer geringen Abnahme der Grenzflächenfestigkeit führt, kommt es bei Auslagerung in einer 2-%igen NaCl-Lösung zu einer Verringerung der Grenzflächenscherfestigkeit um

35 %. Besonders empfindlich reagierte das System auf eine 2-%ige NaOH-Lösung bei der nach ca. 30 Stunden die Verbindung zwischen Matrix und Draht vollständig aufgehoben wurde (vgl. Abbildung 2.9).

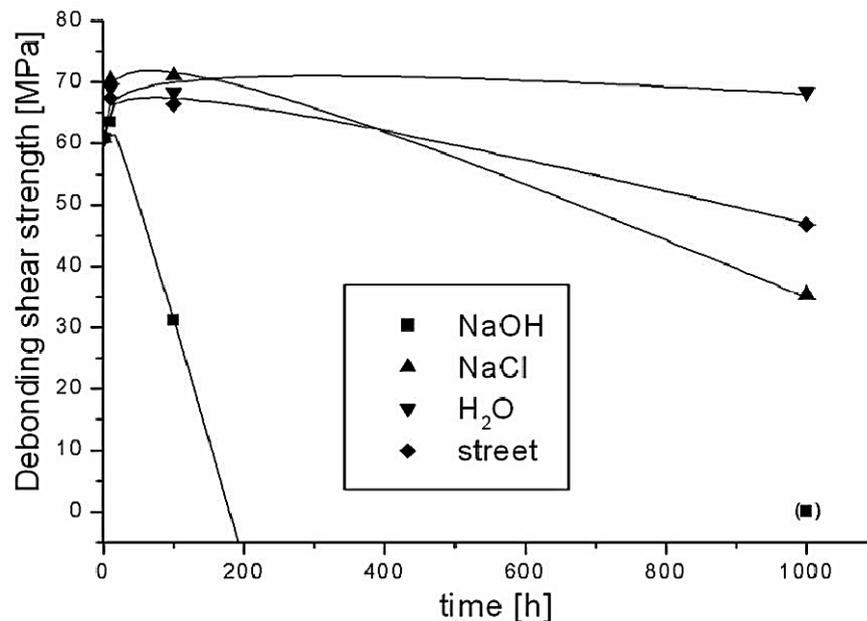


Abbildung 2.9

Entwicklung der Grenzflächenscherfestigkeit bei Auslagerung von 1.4310 + EN AW-6082 in unterschiedlichen Medien [Mer08b].

2.5.2 Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung

Spannungsrissskorrosion

Als Spannungsrissskorrosion (SpRK) wird eine besondere Form der Korrosion bei gleichzeitiger mechanischer Beanspruchung bezeichnet. Diese tritt immer dann auf, wenn in einem Korrosionssystem gewisse Grenzbedingungen erfüllt werden. Man unterscheidet dabei im Allgemeinen drei Voraussetzungen zur SpRK [Bur91][Tim14]:

- Der Werkstoff muss eine gewisse Anfälligkeit gegenüber SpRK aufweisen
- Es muss ein spezifisches Umgebungsmedium vorliegen (Für Aluminiumlegierungen meist Wasser oder Salzwasser)

- Der Werkstoff muss unter Zugbeanspruchung stehen

Der Rissbeginn findet dann meist an geometrischen Kerben in der Oberfläche statt. In Abhängigkeit von der Mikrostruktur kann der Riss dann inter- oder transkristallin fortschreiten. In der Literatur existieren hauptsächlich drei postulierte Mechanismen, welche das Risswachstum durch SpRK in Aluminium beschreiben [Bur91]. Die erste Theorie geht von einer bevorzugten Korrosion entlang der Korngrenzen aus (Anodische Auflösung). Die zweite Theorie behauptet, dass atomarer Wasserstoff adsorbiert wird und damit die Korngrenzen geschwächt werden (Wasserstoffversprödung). Die dritte Theorie verbindet das Risswachstum mit dem Aufreißen der Passivschicht. In der Literatur herrscht darüber noch breite Uneinigkeit, wobei für unterschiedliche Aluminiumlegierungssysteme unterschiedliche SpRK-Mechanismen vorgeschlagen werden [Bur91]. Die 6xxx-Legierungsreihe wird dabei aber als relativ unempfindlich gegenüber SpRK beschrieben [Bur91].

Schwingungsrisskorrosion

Als Sonderform der SpRK gilt die Schwingungsrisskorrosion (SwRK). Diese tritt auf, wenn die korrosive Beanspruchung durch eine schwingende Beanspruchung überlagert wird. Im Gegensatz zur SpRK findet sie in allen Werkstoffen statt [Tim14]. Bei passiven Oberflächen, wie bei Aluminiumbasislegierungen kommt es durch die mit schwingender Beanspruchung gebildeten Gleitbändern zum Durchbrechen der Passivschicht. Die dort frei liegende Metallfläche kann nun mit dem Umgebungsmedium reagieren und führt zu einem beschleunigten Risswachstum. Die Anwesenheit des korrosiven Mediums führt also zum Einem zu einer Herabsetzung des Schwellwertes zur Rissinitiierung, wie z.B. durch Lochfraß an der Oberfläche mit daraus folgender Spannungsüberhöhung [Gan94] [Tim14]. Zum anderen wird die Ermüdungsrissausbreitung durch die korrosive Wechselwirkung an der Rissspitze (SpRK) beschleunigt. Der Anteil der SpRK ist dabei strengt proportional zur Dauer eines Lastspiels und somit Abhängig von der Belastungsfrequenz [Tim14]. Das Thema der SpRK und SwRK an

Aluminiummatrixverbundwerkstoffen ist Gegenstand nur weniger Arbeiten. Untersuchungen zur SwRK wurden an Kohlenstoff-Faser verstärkten, SiC-verstärkten (Whisker) [Min98] und SiC-partikelverstärkten [Yu94] Aluminiumlegierungen durchgeführt. Die Schädigungsmechanismen können sich dabei im Verbund deutlich von denen des Matrixmaterials unterscheiden [Min98] [Kom93]. Der Schädigungsmechanismus ist dabei abhängig von unterschiedlichen Faktoren. Zu nennen sind Faserbeschichtungen, Beanspruchungsamplitude, Korrosionsmedium und Beanspruchungsfrequenz. Ob der Verbund schlechtere oder bessere Eigenschaften gegenüber SpRK und SwRK aufzeigt, ist maßgeblich von der Werkstoffkombination abhängig und ist prinzipiell auf die in diesem Kapitel erläuterten Zusammenhänge zurückzuführen. In Übereinstimmung hierzu wird auch bei der SpRK und der SwRK überwiegend von der Grenzfläche als bevorzugtem Korrosionsort berichtet [Yu94] [Ber98].

2.5.3 Zyklisches Rissausbreitungsverhalten

Bei der zyklischen Rissausbreitung in Verbundproben kommt der Interaktion zwischen Rissfront und Grenzfläche eine große Bedeutung zu. [Rit99] unterscheidet zwischen intrinsischen und extrinsischen Mechanismen zur Erhöhung der Risszähigkeit von duktilen Materialien. Die unidirektionale Verstärkung duktiler Matrices zählt dabei zu den extrinsischen Effekten, welche maßgeblich hinter der Rissausbreitungsfront wirken und von Risslänge und Rissgeometrie beeinflusst werden [Rit99]. Je nach Grenzflächenzustand können sich die Rissausbreitungsmechanismen im unidirektional verstärkten Verbundwerkstoff deutlich unterscheiden. Man unterscheidet, je nach Grenzflächenzustand, drei grundsätzliche Gruppen von Rissausbreitungsmechanismen (vgl. Abbildung 2.10). Bei einer guten Grenzflächenfestigkeit und relativ schwachen Verstärkungselementen ist das Rissausbreitungsverhalten durch Verstärkungselementbrüche und dem Zusammenwachsen der entstandenen Mikrorisse mit dem Hauptriss dominiert (a). Schwache Grenzflächenhaftung in Kombination mit relativ schwachen Verstärkungselementen führt zu Rissablenkung und Verzwei-

gung an der Grenzfläche mit ausgeprägter Rissausbreitung entlang der Grenzfläche und schließlich Verstärkungselementversagen (b).

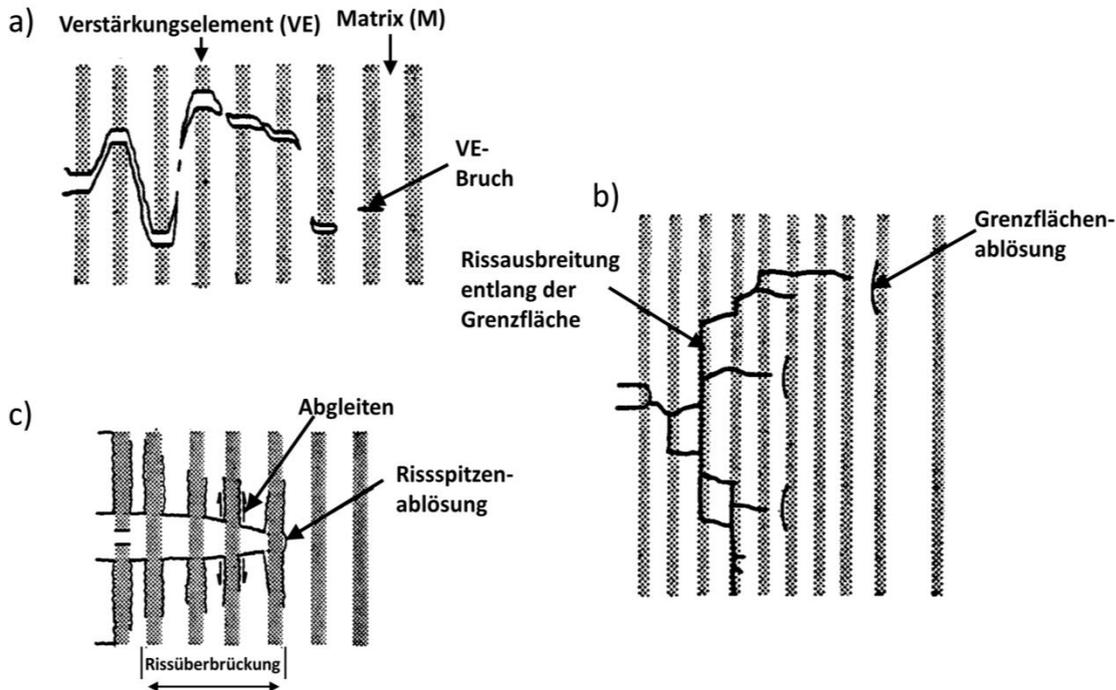


Abbildung 2.10

Schematische Darstellung der Rissausbreitungsmechanismen in MMC nach [Cha93]

- a) Dominiert durch Verstärkungselementversagen
- b) Dominiert durch Grenzflächenablösung
- c) Dominiert durch Rissüberbrückungseffekte

In Verbunden mit höher festen Verstärkungselementen ist das Rissausbreitungsverhalten durch eine Rissüberbrückung durch die intakten Verstärkungselemente gekennzeichnet (c). Je nach Grenzflächenhaftung kommt es dabei zu mehr oder weniger ausgeprägter Rissinteraktion mit der Grenzfläche im Form von einer Delamination entlang dieser in Kombination mit reibungsdominiertem Abgleiten zwischen Verstärkungselement und Matrix. Je geringer die Grenzflächenfestigkeit, desto ausgeprägter erfolgt dabei das Risswachstum entlang der Grenzfläche [Och94]. Der Einfluss der erläuterten Rissausbreitungsmechanismen auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit wird in [Kar05] diskutiert. In allen Fällen wird im

Vergleich zum unverstärkten Matrixmaterial von einer Verschiebung der Kurve zu höheren ΔK -Werten ausgegangen. In Verbunden mit Rissausbreitungsmechanismus (a) bleibt der Rissausbreitungskoeffizient im Vergleich zur Matrix konstant. Bei Rissablenkung und ausgeprägter Grenzflächenablösung (b) ist der Rissausbreitungskoeffizient gegenüber der Matrix erhöht. Bei Verbunden, in denen die Rissüberbrückungseffekte überwiegen (c), kommt es zu einer deutlichen Rissverlangsamung mit niedrigerem Rissausbreitungskoeffizienten gegenüber der Matrix.

Abbildung 2.11 zeigt den Vergleich des zyklischen Rissausbreitungsverhaltens einer stahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung (1.4310 + EN AW-6082) und der unverstärkten Matrix [Mer12]. Im Verbund sind deutlich langsamere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten festzustellen, wobei sich die stabile Rissausbreitungskurve in drei Bereiche unterteilen lässt, welche nach [Mer12] auf das Überschreiten der Verstärkungselemente mit einer einhergehenden Rissbeschleunigung zwischen $\Delta K_I = 8,1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und $\Delta K_I = 8,8 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und darauf folgender Rissausbreitung im Matrixmaterial mit einer Steigung, die der unverstärkten Matrix entspricht. Als Ursache wird darauf geschlossen, dass im Bereich des Verstärkungselementes weniger Matrix vorliegt und so ein geringerer Widerstand für die weitere Ausbreitung vorliegt. Die Risswachstumsbehinderung wird auf die Rissinteraktion mit dem Verstärkungselement zurückgeführt.

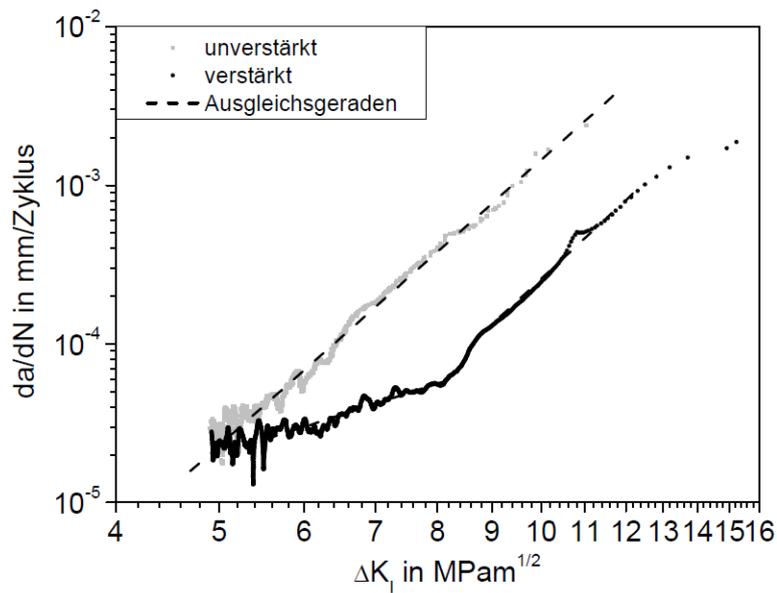


Abbildung 2.11

Rissausbreitungsverhalten von federstahldrahtverstärktem EN AW-6082 an Laborluft nach [Mer12]

Abbildung 2.12 zeigt die Rissinteraktion an der Grenzfläche im metallographischen Schliff. Es wurde eine Mode II-Ausbreitung des Risses mit einhergehender Delamination festgestellt.

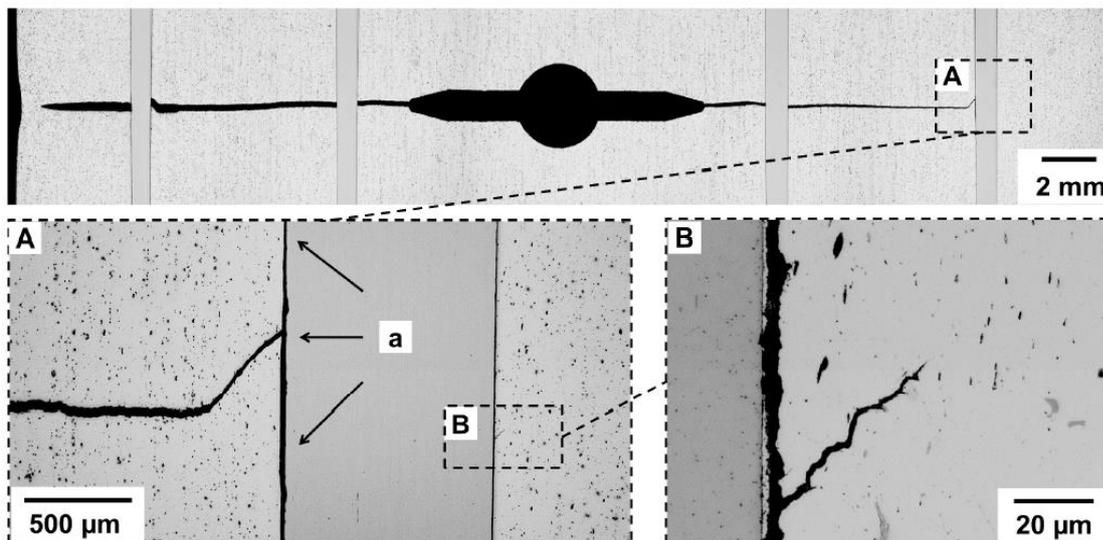


Abbildung 2.12

Metallographische Analyse des Rissverlaufs und der Grenzflächenschädigung in federstahldrahtverstärktem EN AW-6082 [Mer12].

Da die Verstärkungselemente über die Versuchsdauer intakt bleiben, kommt es zu einem Bridging-Effekt, der ebenfalls zur Risswachstumsbehinderung beiträgt [Mer11b] [Mer12].

In Untersuchungen zum Rissöffnungsverhalten faserverstärkter Verbunde wurden von [Wal94] zyklische Pull-Out-Versuche durchgeführt. Die Untersuchungen zeigten, dass die zyklische Beanspruchung zu einer reibungsbedingten Degradation der Grenzfläche führt. [Rit99] assoziierte mit einer solchen Degradation der Grenzfläche einen zunehmenden Energieverzehr, welcher zu einer Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes führt. Die Degradation der Grenzfläche führt demnach bei zyklischer Beanspruchung zu einer Erhöhung der Lebensdauer [Ven93]. Des Weiteren führt die Delamination an der Grenzfläche zu einer Verlängerung des Risspfades und trägt damit ebenfalls zu einer Erhöhung des Rissausbreitungswiderstandes bei [Kai06] [Rös08].

2.5.4 Verhalten bei quasi-statischer Zugbeanspruchung

Bei einer quasi-statischen Zugbeanspruchung unidirektional verstärkter Verbunde in Verstärkungsrichtung erfolgt die Kraftübertragung von der Matrix in das Verstärkungselement über die Grenzfläche mittels Tangentialspannungen. Die erreichbaren Verbundfestigkeiten sind deshalb nicht zuletzt, neben den Verstärkungselementeigenschaften, auch durch die Grenzflächeneigenschaften definiert [Kel65a]. Um die maximale Verstärkungswirkung zu erreichen, muss dabei eine kritische Verstärkungselementlänge vorliegen, um das Verstärkungselement bis zu seiner Zugfestigkeit zu beanspruchen [Cou00] (vgl. 2.4.3).

Zur Beschreibung und Vorhersage des Verbundverhaltens unidirektionaler Verbunde wurde von [Kel65a] [Cou00], aufbauend auf der Annahme der Dehnungsgleichheit (Mischungsregel nach [Voi89]) von Matrix und Einzelfaser im Verbund ein einfaches analytisches Modell des Zugverfestigungsverhaltens aufgestellt. Abbildung 2.13 zeigt das schematische Zugverfestigungsverhalten der Einzelkomponenten und das daraus resultierende Verhalten des Verbundes nach [Cou00] auf.

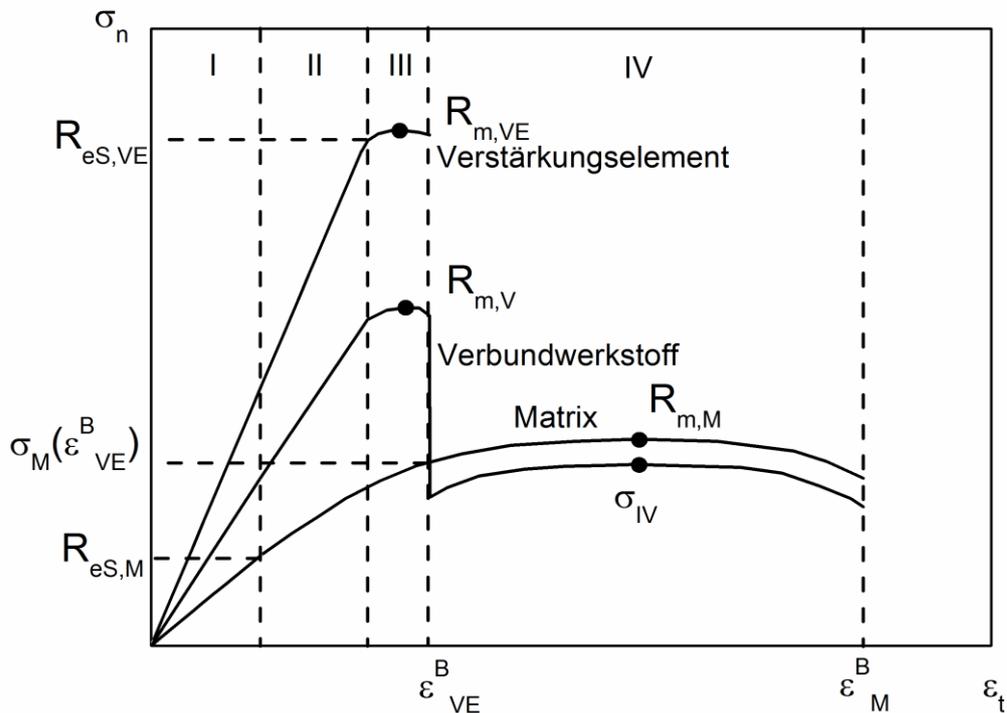


Abbildung 2.13

Schematische Zugverfestigungskurve eines unidirektionalen Verbundes und dessen Einzelkomponenten nach [Mer14b] [Mer12] in Anlehnung an [Kel65a] und [Cou00]

Das Zugverfestigungsverhalten lässt sich demnach in vier Bereiche unterteilen:

Bereich I: Beide Komponenten zeigen ein rein elastisches Verhalten. Aufgrund der Dehnungsgleichheit der Komponenten ergibt sich die Nennspannung des Verbundes nach Gleichung 2.6.

$$\sigma_V = \sigma_{VE} \cdot V_{VE} + \sigma_M \cdot V_m \quad \text{Gleichung 2.6}$$

V_{VE} bzw. V_m gibt dabei die Volumenanteile des Verstärkungselements bzw. der Matrix an. Daraus ergibt sich mit dem Hook'schen Gesetz die Verbundsteifigkeit in Bereich I zu:

$$E_{I,V} = E_{VE} \cdot V_{VE} + E_M \cdot V_m \quad \text{Gleichung 2.7}$$

Bereich II: Das Verstärkungselement verformt sich weiter rein elastisch, während die Matrix bereits elastisch-plastisch verformt wird. Die Steifigkeit muss hierbei dann nach Gleichung 2.8 angenähert werden.

$$E_{II,V} = E_{VE} \cdot V_{VE} + \left(\frac{d\sigma_m}{d\varepsilon_m} \right) \cdot V_m \quad \text{Gleichung 2.8}$$

Bereich III: Dieser Bereich ist durch die elastisch-plastische Verformung beider Einzelkomponenten gekennzeichnet. Bei sehr spröden Verstärkungselementen kann dieser Bereich auch komplett entfallen. Die Zugfestigkeit des Verbundes berechnet sich aus der Verstärkungselementbruchfestigkeit σ_{VE}^B und der bei Verstärkungselementbruch vorliegenden Spannung in der Matrix $\sigma_M(\varepsilon_{VE}^B)$:

$$R_{m,V} = \sigma_{VE}^B \cdot V_{VE} + \sigma_M(\varepsilon_{VE}^B) \cdot V_m \quad \text{Gleichung 2.9}$$

Bereich IV: Nach Verstärkungselementversagen wird dieser Bereich definiert durch die elastisch-plastische Verformung der Restmatrix bis zum endgültigen Versagen des Verbundes. Die Restfestigkeit des Matrixmaterials ergibt sich dann aus der Matrixzugfestigkeit und deren Volumenanteil im Verbund nach Gleichung 2.10.

$$\sigma_{IV} = R_{m,M} \cdot V_M \quad \text{Gleichung 2.10}$$

Unter Anwendung von Gleichung 2.7 lässt sich mit dem Ziel der Erhöhung der Verbundzugfestigkeit gegenüber dem Matrixmaterial einen kritischen Verstärkungselementanteil angeben, der überschritten werden muss. Dieser ergibt sich aus der Forderung $\sigma_V^B > R_{m,M}$ zu Gleichung 2.11:

$$V_{VE,krit} = \frac{R_{m,M} - \sigma_M^I}{\sigma_{VE}^B - \sigma_M^I} \quad \text{Gleichung 2.11}$$

Dieser Wert stellt somit die untere Grenze des Verstärkungsgehaltes dar, ab der eine effektive Verstärkung des Matrixmaterials erreicht werden kann.

Bei spröden Verstärkungselementen ist dieser erst ab einem Anteil von etwa 10 Vol.-% zu erwarten [Sae70]. Bei duktilen Verstärkungselementen sind jedoch durchaus auch größere Festigkeiten als die durch das Modell vorhergesagten möglich. Liegt eine gute Grenzflächenhaftung vor, so kann die Einschnürung des Verstärkungselementes unterbunden bzw. verzögert

werden und das Verstärkungselement versagt somit erst bei höheren Spannungen.

Grenzen des Modells

Für das vorgestellte Modell nach Courtney wurden vereinfachende Annahmen getroffen. So gibt es keine Faser/Faser-Kontakte, die Grenzfläche ist optimal ausgebildet und es wird angenommen dass alle Fasern gleichzeitig bei Erreichen ihrer Bruchtotaldehnung versagen. Die idealen Voraussetzungen können in realen Verbundwerkstoffen meist nicht erfüllt werden. Im Folgenden wird deshalb exemplarisch das reale Versagensverhalten von metalledrahtverstärkten (duktilen Verstärkungselemente) und keramikfaserverstärkten (spröden Verstärkungselemente) MMC erläutert.

Versagensverhalten von metalledrahtverstärkten Aluminiumlegierungen

Bei der Verwendung duktiler Verstärkungselemente, wie Metalledrähte, können zum Modell abweichende Verformungs- und Schädigungsmechanismen auftreten. So können, wie bereits erwähnt, experimentell höhere Verbundfestigkeiten als auch Dehnungen erhalten werden. Ersteres Phänomen beruht darauf, dass es zu einer Wechselwirkung zwischen Matrix und Verstärkungselement in radialer Richtung kommen kann. Die Ausbildung der Grenzfläche spielt hier eine entscheidende Rolle bezüglich des Versagensverhaltens und wird vom Modell nicht berücksichtigt. Ist die Grenzflächenfestigkeit hinreichend groß, wird die Ablösung des Verstärkungselementes verhindert und dementsprechend die Einschnürung des Verstärkungselementes behindert. Dies führt dazu, dass das Verstärkungselement erst bei höheren Spannungsniveaus versagt und dementsprechend die Verbundzugfestigkeit durch das Modell unterschätzt wird. Des Weiteren wurde experimentell nachgewiesen, dass bei der Verwendung duktiler Verstärkungselemente deutlich höhere Dehnungen bis Verstärkungselementversagen (Bereich III des Kelly-Modells) auftreten können. So wurden an unterschiedlichen verbundstranggepressten, drahtverstärkten Aluminiumlegierungen (EN AW-6060+ 1.4310 [Wei06a], EN AW-6065/EN AW-2099 + Fe-Basisdraht [Ham12], EN AW-6082+1.4310

[Mer14b]) Totaldehnungen bis zum Verstärkungselementversagen ermittelt, welche die eigentliche Bruchdehnung dieser deutlich überschreiten. Dies wurde auf eine Mehrfacheinschnürung der Verstärkungselemente zurückgeführt und wurde durch [Wei06a] mittels optischer Dehnungsmessung nachgewiesen, sowie durch [Mer12] anhand von Schlifffbildern bestätigt. Schon von [Sho75] wurde an Aluminium-Stahl-Verbunden und von [Ven70] an Messing-Wolfram-Verbunden eine solche Mehrfacheinschnürung beobachtet und untersucht. Die wahrscheinlichste Theorie zur Erklärung der beobachteten Phänomene liefert [Ven70]: Ab dem Zeitpunkt der Einschnürung eines Verstärkungselementes, kommt es durch die Ablösung in radialer Richtung von der Matrix, zu einer Dehnungslokalisation sowohl im einschnürenden Verstärkungselement, als auch in der umgebenden Matrix, welche damit lokal kaltverfestigt. Der auf diese Weise lokal plastifizierte und verfestigte Bereich führt somit zu einer Entlastung des Verstärkungselementes und behindert die weitere Einschnürung an dieser Stelle, so dass es in Folge zu weiteren Einschnürungen des Verstärkungselementes kommt, bis die Versagensgrenze des Verbundwerkstoffes erreicht wird. In Übereinstimmung mit diesen Ergebnissen vermutete [Wei06a] einen Zusammenhang zwischen der Grenzflächenfestigkeit und der Ausprägung dieser Mehrfacheinschnürung. Eine geringere Grenzflächenfestigkeit fördert dabei die Entstehung und Anzahl der Einschnürstellen und führt demnach zu höheren Totaldehnungen des Verbundes.

Erweiterung des Courtney-Modells nach Weidenmann und Merzkirch

Im Vergleich mit experimentellen Ergebnissen an stahldrahtverstärkten Aluminiumstrangpressverbunden konnten von [Wei06b] [Wei06a] und [Mer14b] [Mer12] Diskrepanzen zum eingeführten Modell nach [Cou00] beobachtet werden. So wurde zum Einen beobachtet, dass die Matrix nach Verstärkungselementversagen deutlich geringere Totaldehnungen bis zum Bruch erträgt als durch das Modell vorhergesagt wird [Wei06a]. Dies konnte mittels optischer Dehnungsmessung durch eine Dehnungslokalisation im Bereich des Verstärkungselementbruchs nachgewiesen werden und wurde durch eine Erweiterung des Kelly-Modells durch [Wei06a]

berücksichtigt. Hierzu wurde eine Korrektur der Gleichmaß- und Einschnürdehnung durchgeführt. Basierend auf Gleichung 2.12 nach [Mar98], welche Gleichmaß- und Einschnürdehnung (ε^{Gl} und ε^{Ein}) mittels der Parametern α und β beschreibt (L_0 =Anfangsmessstrecke und A_0 = Ausgangsquerschnitt) und mit der Annahme, dass nach Verstärkungselementbruch die Spaltlänge auf einen Wert L'_0 nahe Null reduziert wird, wurde von [Wei06a] die in Gleichung 2.13 bzw. Gleichung 2.14 dargestellte Korrektur der Gleichmaß- und Einschnürdehnung abgeleitet.

$$\Delta L_B = \alpha \cdot L_0 + \beta \cdot \sqrt{A_0} \quad \text{Gleichung 2.12}$$

$$\varepsilon_{t,korr}^{Gl}(\varepsilon_t) = \varepsilon_{VE}^B + \frac{\alpha \cdot L'_0}{L_0 \cdot (A_{g,t,M} - \varepsilon_{VE}^B)} \cdot (\varepsilon_t - \varepsilon_{VE}^B) \quad \text{Gleichung 2.13}$$

$$\text{für } \varepsilon_{VE}^B \leq \varepsilon_t \leq A_{g,t,M}$$

$$\varepsilon_{t,korr}^{Ein}(\varepsilon_t) = \varepsilon_{VE}^B + \frac{\alpha \cdot L'_0}{L_0} + \frac{\beta \cdot \sqrt{V_M \cdot A_0}}{L_0 \cdot (\varepsilon_M^B - A_{g,t,M})} \cdot (\varepsilon_t - A_{g,t,M}) \quad \text{Gleichung 2.14}$$

$$\text{für } A_{g,t,M} \leq \varepsilon_t \leq \varepsilon_M^B$$

mit $A_{g,t,M}$ = Gleichmaßtotaldehnung der Matrix und ε_M^B = Bruchdehnung der Matrix

Des Weiteren wurde an anderen verbundstranggepressten Aluminiumlegierungen eine deutliche Erhöhung der Totaldehnung bis zum Verstärkungselementversagen (ε_{VE}^{*B}), teilweise mit der Ausbildung eines ausgeprägten Plateaubereichs in Bereich III (vgl. Abbildung 2.13), nachgewiesen. Dies wurde von [Mer12] [Mer14b] mit der Einführung einer Korrektur, welche die Verbundgleichmaßdehnung in Abhängigkeit vom Verstärkungsgehalt (basierend auf der Arbeit von [Mil69]) beschreibt, berücksichtigt. Diese Abschätzung nach Gl.2.15 liefert sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Totaldehnungen [Mer14b].

$$V_{VE} = \frac{1}{1 + \gamma \frac{\varepsilon_{VE}^{*B} - A_{g,t,VE}}{A_{g,t,M} - \varepsilon_{VE}^{*B}} \cdot \varepsilon_{VE}^{*B} (A_{g,t,VE} - A_{g,t,M})} \quad \text{Gleichung 2.15}$$

Zusätzlich wurde der Überschätzung des Restverformungsvermögens der Matrix nach Verstärkungselementbruch Rechnung getragen, indem von einer inneren und äußeren Einschnürung im Bereich des Verstärkungselementbruchs ausgegangen wird. Experimentell wurde, anhand von Rohrproben, ein Korrekturfaktor der Einschnürdehnung von 0,32 ermittelt. Hierdurch ergibt sich nach Gleichung 2.14 und Gleichung 2.15 die korrigierte Einschnürdehnung zu:

$$\varepsilon_{t,korr}^{Ein}(\varepsilon_t) = \varepsilon_{VE}^{*B} + 0,32 \cdot \frac{\beta \cdot \sqrt{V_M \cdot A_0}}{L_0 \cdot (\varepsilon_M^B - A_{g,t,M})} \cdot (\varepsilon_t - A_{g,t,M}) \quad \text{Gleichung 2.16}$$

$$\text{Für } \varepsilon_{VE}^{*B} \leq \varepsilon_t \leq \varepsilon_M^B$$

Abbildung 2.14 a) zeigt den Vergleich zwischen experimentell bestimmten Spannungs-Dehnungskurven an einer 7x7 seilverstärkten EN AW-6060-Matrixlegierung, dem eingeführten Modell nach [Kel65a] mit und ohne Dehnungskorrektur nach [Wei06a]. Wie zu erkennen, wird die Verbundfestigkeit durch das Kelly-Modell gut abgebildet, die Dehnung der Restmatrix nach Verstärkungselementbruch wird jedoch überschätzt. Mit angewandter Dehnungskorrektur ist eine sehr gute Übereinstimmung der Dehnungen zwischen Experiment und Modell festzustellen und konnte auch an anderen Verbundsystemen verifiziert werden [Wei06b] [Wei06a] [Ham08] [Ham09b]. Abbildung 2.14 b) zeigt die experimentell bestimmte Zugverfestigungskurve einer federstahldrahtverstärkten EN AW-6082 Matrixlegierungen. Im Vergleich zu Abbildung 2.14 a) ist hier ein ausgeprägter Plateaubereich (Bereich III nach [Kel65a]) zu erkennen, welcher wie bereits beschrieben, nicht durch das Kelly-Modell abgebildet wird. Nach Modifikation der Bruchtotaldehnung des Verstärkungselementes und der Einschnürdehnung nach [Mer12], ist eine gute Übereinstimmung der Dehnungen im Verbund zwischen Modell und experimentell ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurve zu konstatieren. Die Verbundfestigkeit wird hier jedoch unterschätzt, was auf den laut [Sae70] postulierten Mechanismus der Unterbindung der Einschnürung zurückgeführt wurde.

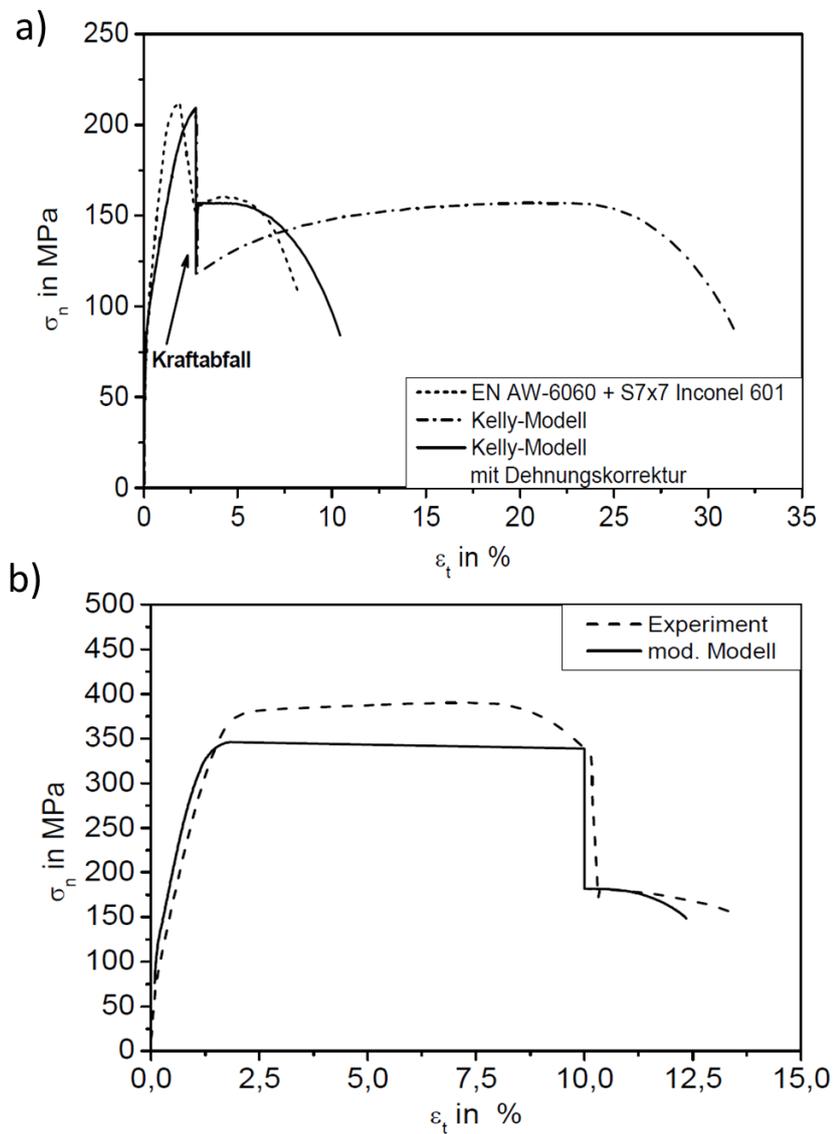


Abbildung 2.14

- a) Vorhersage nach [Kel65a] mit und ohne Dehnungskorrektur nach Weidenmann [Wei06a] im Vergleich zur Zugverfestigungskurve eines 7x7-seilverstärkten Verbundes (EN AW-6060-T4 + S7x7 Inconel 601)
- b) Experimentell ermittelte Zugverfestigungskurve einer federstahldrahtverstärkten EN AW-6082-Probe ($V_f = 11,1$ Vol-%) und Vorhersage nach [Kel65a] mit Modifikation von Merzkirch [Mer12]

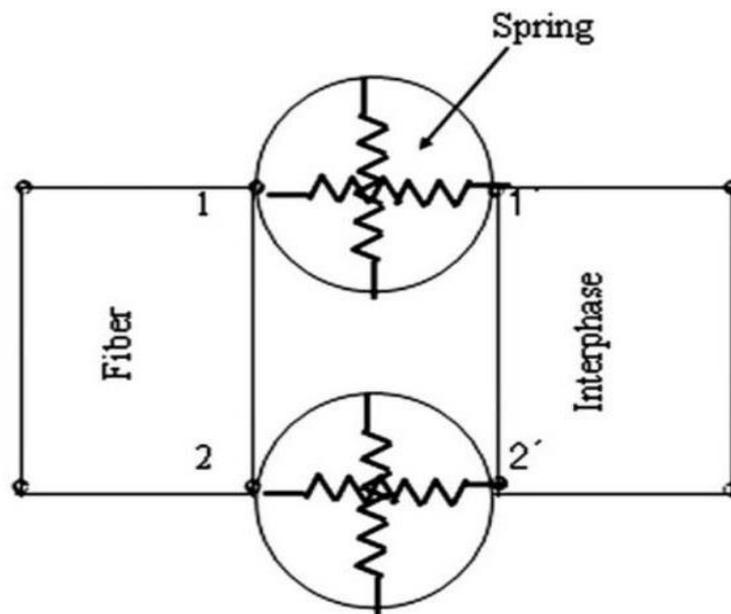
Versagensverhalten von keramikfaserverstärkten Aluminiumlegierungen

Bei der Betrachtung von unidirektional verstärkten MMC mit spröden Verstärkungselementen, z.B. Keramikfasern, können, je nach Verbundsystem, ebenfalls Abweichungen zum Kelly-Modell und der nach Gleichung 2.9 ermittelten Zugfestigkeit, auftreten. Das Versagen solcher Verbunde kann, durch eine kontinuierliche Schädigungszunahme mit dabei abnehmender Verbundsteifigkeit bis zum Erreichen des Instabilitätskriterium charakterisiert sein (wenn ausreichend viele Verstärkungselemente im Verbund vorhanden sind) [Hua05]. Die Zugfestigkeit ist dann, abweichend zum Kelly-Modell, durch ein relativ flaches Maximum gekennzeichnet. Dies ist häufig der Fall, wenn die Schädigungsereignisse unabhängig voneinander auftreten und sich die Schädigung gleichmäßig in der Probe verteilt. Man geht hierbei dann von einer globalen Lastverteilung (Global Load Sharing – GLS) bei Schädigung einer Faser aus. Bei Versagen eines Verstärkungselementes, wird die Last auf die verbleibenden Verstärkungselemente gleichmäßig verteilt [He93]. Es kann aber auch ein Schädigungsverhalten beobachtet werden, bei dem es nach Schädigungsaufbau zu einem abrupten Materialversagen, weit vor Erreichen des Instabilitätskriteriums, kommt. Hierbei wird davon ausgegangen, dass ein Schädigungsereignis die Wahrscheinlichkeit für weitere Schädigung in unmittelbarer Nähe erhöht. Dabei akkumuliert sich die Schädigung bevorzugt in dieser Region bis zum katastrophalen Versagen des Verbundes an dieser Stelle. Man geht dann von einer lokalen Lastverteilung (Local Load sharing – LLS) zwischen den Fasern aus [Ibn97]. Die Last wird ausgehend von einer geschädigten Faser auf die angrenzende Matrix und die Fasern in Nachbarschaft übertragen. Die Art des Versagensverhaltens ist neben den Faser und Matrixeigenschaften, sowie der Faserverteilung, nicht zuletzt auch von den Grenzflächeneigenschaften bestimmt. GLS wird hauptsächlich bei sehr schwachen Grenzflächenfestigkeiten beobachtet, während LLS bevorzugt in Verbunden mit hoher Grenzflächenfestigkeit auftritt [Ram97] [Dok00] [Ros12]. In Aluminiummatrixverbundwerkstoffen mit keramischer Verstärkung auf Aluminiumoxidbasis wird, aufgrund der meist stark ausgebildeten Grenzfläche, überwiegend LLS beobachtet

[Ram97] [Dok00] [Ros12][Oka06]. Zur Abschätzung der Verbundsteifigkeit bzw. -festigkeit ist das Kelly-Modell in den meisten Fällen dennoch gut geeignet [Zha03] [Dok00] [Ros12]. Je nach Schädigungsverhalten können jedoch angepasste (stochastische) Modelle eine genauere Vorhersage der Festigkeit und deren Schwankung ermöglichen [Zwe68][Ram97][Ros12] [He93]. Ebenso können, bei starken Abweichungen zum Kelly-Modell, Finite-Elemente-Simulationen zur Berechnung des Schädigungsverhaltens herangezogen werden [Ibn97] [Oka06].

2.6 Finite-Elemente Simulation von Grenzflächen und mechanischen Eigenschaften

Zur Modellierung von Grenzflächen in unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffen gibt es mehrere Möglichkeiten. So kann dies über eine kohäsive Schicht („Cohesive Layer“ bzw. „Cohesive Zone“) mit definierter Dicke zwischen Verstärkungselement und Matrix erfolgen oder auch mit Hilfe von Federelementen an den Kontaktknoten zwischen Matrix und Verstärkungselement [Cha95] [Cha02a] [Muk97] [Cha02b]. Das Kohäsivzonenmodell beruht auf einer Weiterführung der linear elastischen Bruchmechanik. Die eingeführte Schicht dient dabei zur Beschreibung der Grenzfläche und benötigt mehrere Parameter, wie die mechanischen Eigenschaften dieser Schicht und Risswachstumsgesetze in der Schicht [Bra04] [Het07]. Diese Eigenschaften lassen sich oft nur schwer bis gar nicht bestimmen [Cha95]. Deshalb wird bei der Modellierung mittels Federelementen die Kohäsivzone durch eine Schicht vernachlässigbarer Dicke ersetzt und die Oberflächenknoten zwischen Verstärkungselement und Matrix werden über Federelemente mit sehr hoher Steifigkeit verknüpft [Yua08]. Abbildung 2.15 illustriert dieses Vorgehen schematisch. Bei intakter Grenzfläche darf keine Relativbewegung von Verstärkungselement und Matrix erfolgen. Die Steifigkeit der Federn muss dementsprechend einem Vielfachen des E-Moduls des Verstärkungselementes entsprechen (z.B. Faktor 100 [Cha95]).


Abbildung 2.15

Schematische Darstellung der Grenzflächenmodellierung mittels Federmodell [Cha95]. Zur Modellierung der Grenzflächeneigenschaften wird dann ein linear-elastisches Verschiebungsmodell angewandt. Dieses beruht auf einem zu Beginn linearen Spannungsanstieg mit folgender Schädigungsinitiierung – und Schädigung. Der Spannungs-Verschiebungsvektor besteht aus drei Komponenten, eine in Normalrichtung (Radial zum Verstärkungselement) t_n , sowie zwei in Scherrichtung t_s und t_t . Das elastische Verhalten wird mittels der Steifigkeitsmatrix K und den Verschiebungen δ_n , δ_s , δ_t beschrieben [Aba10] (Gleichung 2.17).

$$\mathbf{t} = \begin{pmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & \cdots & K_{nt} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ K_{tn} & \cdots & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{pmatrix} \quad \text{Gleichung 2.17}$$

Es kommt zur Schädigungsinitiierung durch Delamination an der Grenzfläche (Auflösung der Knoten), wenn die berechneten Normal- oder Schubspannungen zuvor definierte Kriterien erreichen. Als Versagenskriterium kann dabei das maximale Spannungskriterium nach Gleichung 2.18 als auch das quadratische Spannungskriterium nach Gleichung 2.19 gewählt werden [Wis89].

$$\max \left(\frac{t_n}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right) = 1 \quad \text{Gleichung 2.18}$$

$$\left(\frac{t_n}{t_n^0} \right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^0} \right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^0} \right)^2 = 1 \quad \text{Gleichung 2.19}$$

Vorteil des quadratischen Spannungskriteriums ist dabei die zusätzliche Berücksichtigung von Kombinationen aus Normal- und Scherspannungen [Li94].

Bis zum Eintreten der Schädigung existiert also ein linearer Zusammenhang zwischen Spannung und Verschiebung. Die Schädigungsentwicklung wird mittels linearer Degression unter Einführung einer skalaren Schädigungsvariablen D beschrieben. Bei Schädigungsinitiierung besitzt diese den Wert 0 und steigt mit zunehmender Schädigung stetig an bis auf 1. Abbildung 2.16 zeigt die schematische Darstellung dieser Zusammenhänge.

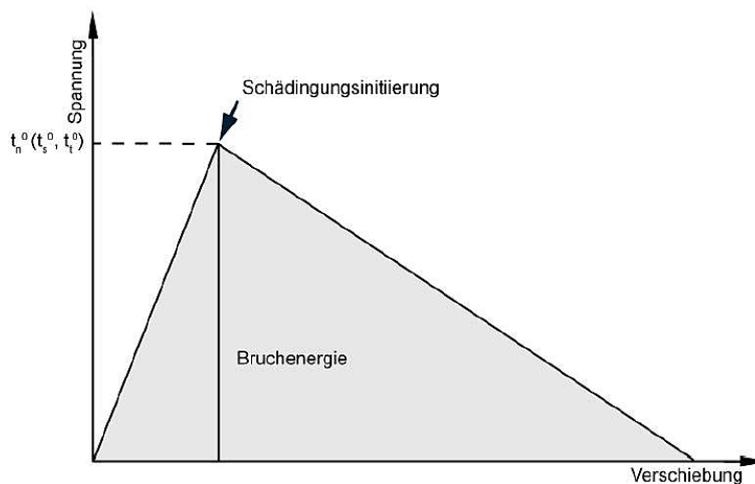


Abbildung 2.16

Schematische Darstellung einer Spannungs-Verschiebungs-Kurve einer Grenzflächen-schädigung mit linearer Steifigkeitsdegression [Mei01]

Dabei gelten die Zusammenhänge nach Gleichung 2.20 – Gleichung 2.22.

$$t_n = \begin{cases} (1 - D)\bar{t}_n, & \bar{t}_n \geq 0 \\ \bar{t}_n, & \text{sonst} \end{cases} \quad \text{Gleichung 2.20}$$

$$t_s = (1 - D) \cdot \bar{t}_s \quad \text{Gleichung 2.21}$$

$$t_t = (1 - D) \cdot \bar{t}_t \quad \text{Gleichung 2.22}$$

Der Schädigungsverlauf kann dabei entweder über die maximale Verschiebung (δ_n' , δ_s' , δ_t'), bis zum totalen Versagen des Knotenpunktes vorgegeben werden oder aber über die maximale Bruchenergie, die beim Knotenpunktversagen verbraucht wird. Diese dabei verbrauchte Energie ist äquivalent zur Fläche unter der Schädigungskurve.

Unter Verwendung eines solchen Federmodells konnten bereits Simulationen von stahldrahtverstärkten Aluminiumlegierungen durchgeführt werden. [Mer12] führte hierzu Berechnungen zum Zugverfestigungsverhalten, als auch zum Schädigungsverhalten beim Push-Out-Versuch durch und konnte dabei eine gute Übereinstimmung zum Experiment feststellen. Weitere Simulationen von Verbundwerkstoffen mittels Federmodell erfolgten von [Cha95] [She94] und zeigten ebenfalls gute Ergebnisse bei der Berechnung von Grenzflächenversagen in unidirektionalen Verbunden.

3 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien

3.1 Versuchswerkstoffe

3.1.1 Matrixwerkstoffe

Als Matrixwerkstoff kam in allen Untersuchungen die aushärtbare Aluminiumlegierung EN AW-6082 zur Verwendung. Die in Tabelle 3.1 aufgeführte chemische Zusammensetzung wurde mittels Spektralanalyse an gefertigten Profilen ermittelt. Pressung A zeigt repräsentativ die Zusammensetzung der Aluminiummatrix der Profile mit metallischer Vollverstärkung (Metall-Metall-Verbund). Pressung B zeigt die repräsentative Zusammensetzung der Aluminiummatrix der Profile mit hybrider Verstärkung (Metall-MMC-Hybrid-Verbund). Die gemessenen Werte liegen in beiden Fällen innerhalb der nach [DIN09c] vorgeschriebenen Grenzen.

Tabelle 3.1 Chemische Zusammensetzung der EN AW-6082 Matrix in Ma-% des Metall-Metall-Verbundes (Press. A) und des Metall-MMC-Hybrid-Verbundes (Press. B)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Press. A	0,911	0,205	0,011	0,481	0,684	0,007	0,006	0,011	Rest
Press. B	0,895	0,209	0,010	0,464	0,691	0,0064	0,004	0,011	Rest
[DIN09]	0,7-1,3	<0,5	<0,1	0,4-1	0,6-1,2	<0,25	<0,2	<0,1	Rest

3.1.2 Verstärkungselemente

Zur Untersuchung von Verbundprofilen mit metallischer Vollverstärkung wurden als Verstärkungselemente Federstahldrähte der Legierung 1.4310 (X10CrNi18-8) mit einem Durchmesser von 1 mm verwendet.

Tabelle 3.2 gibt die chemische Zusammensetzung der Federstahldrähte an. Die gemessene Zusammensetzung entspricht [DIN05].

Tabelle 3.2 Chemische Zusammensetzung von 1.4310 in Ma-%

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	MO	N	Fe
Gem.	0,076	0,557	0,91	0,031	0,0023	18,05	8,20	0,34	0,05	Rest
[DIN05]	0,05-0,15	≤ 2	≤ 2	0,045	≤ 0,015	16-19	6-9,5	≤ 0,8	≤ 0,11	Rest

Zur Untersuchung von Verbundprofilen mit hybrider Verstärkung wurden Aluminiumoxidverbunddrähte mit einem mittleren Durchmesser von 1,5 mm verwendet. Diese wurden durch Gasdruckinfiltration von Al_2O_3 -Faserbündeln des Typs Altex mit einer AlMg0.6-Matrix an der Technischen Universität Wien hergestellt [Blu98b] [Dok99] [Dok00]. Der durchschnittliche Faserdurchmesser der Al_2O_3 -Fasern beträgt etwa 15 μm . Der Fasergehalt der Verbunddrähte beträgt 40 vol.-%. Die typische chemische Zusammensetzung der Altex-Fasern wird von [Dok00] mit 85 Gew.-% Al_2O_3 , 15 Gew.-% SiO_2 und < 0,005 Gew.-% Verunreinigungen angegeben.

3.1.3 Pressparameter Verbundstrangpressen

Die untersuchten Profile wurden auf einer Strangpresse der Firma SMS Eumuco mit einer Maximalstempelkraft von 10 MN am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) an der Technischen Universität Dortmund gepresst [Kle04a] [Dah14]. Es wurden insgesamt zwei Pressungen durchgeführt. Zur Untersuchung von Profilen mit metallischer Vollverstärkung wurden Rechteckprofile mit einem Querschnitt von 40 x 10 mm² gepresst. Zur Untersuchung von Verbundprofilen mit hybrider Verstärkung wurden Rechteckprofile mit einem Querschnitt von 40 x 12 mm² gepresst. Die zugehörigen Pressparameter können Tabelle 3.3 entnommen werden.

Tabelle 3.3 Pressparameter beim Verbundstrangpressen der Rechteckprofile

Pressparameter	40x10 mm ²	40x12 mm ²
Pressverhältnis	42:1	18:1
Stempelgeschwindigkeit v_s	0,5 mm/s	0,5 mm/s
Blockeinsatztemperatur T_B	550 °C	550 °C
Werkzeugtemperatur T_W	420 °C	450 °C
Rezipiententemperatur T_R	450 °C	450 °C

Die federstahldrahtverstärkten Profile wurden jeweils mit fünf mittig im Profil liegenden Drähten, wie in Abbildung 3.1 dargestellt, verstärkt. Der Verstärkungsgehalt im Profil beträgt damit 0,98 Vol.-%. Die Herstellung der unverstärkten Profile erfolgte im Anschluss an die Pressung der Verbundprofile, indem die Zuführung der Verstärkungselemente durch Abtrennen der Drähte unterbunden wurde.

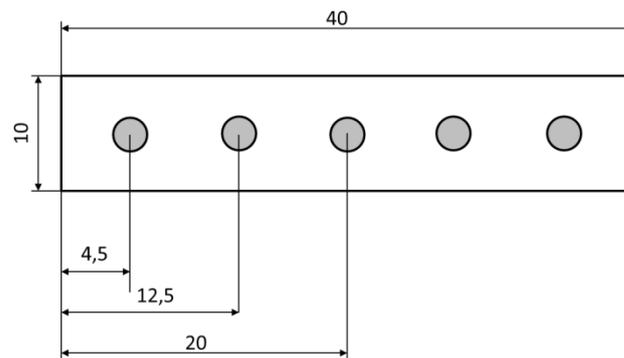


Abbildung 3.1

40x 10 mm² Profilquerschnitt des federstahldrahtverstärkten Verbundes

Die Profile mit hybrider Verstärkung wurden mit jeweils einem mittig im Profil liegenden Verbunddraht verstärkt, was zu einem Verbunddrahtanteil im Profil von 0,37 Vol.-% führt und einem Aluminiumoxidfasergehalt von 0,15 Vol.-% im Profil entspricht (vgl. Abbildung 3.2).

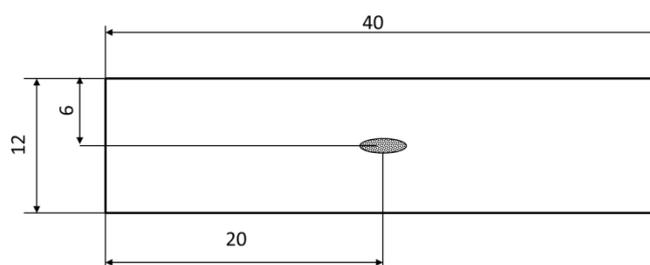


Abbildung 3.2

40x 12 mm² Profilquerschnitt des verbunddrahtverstärkten Verbundes

Die Zuführung der Verstärkungselemente erfolgte in diesem Fall durch den Rezipienten, wie in [Dah14] [Pie14] beschrieben (siehe auch Kapitel 2.2.1).

3.1.4 Wärmebehandlung der Profile

Die gewählte Blockeinsatztemperatur liegt im Lösungsglühtemperaturbereich der EN AW-6082 Matrixlegierung und ermöglicht somit eine direkte Wärmebehandlung während des Prozesses. Beim Austritt aus dem Pressmaul wurden die heißen Profile direkt durch ein Luftgebläse oder im Wasserbad abgeschreckt und über einen Ventilationskühltisch geführt um eine zügige Abschreckung zu erreichen. Durch anschließendes Kaltauslagern bei Raumtemperatur lagen die Profile im Wärmebehandlungszustand T4 vor [Ost07] [DIN99a]. Da die verwendete Aluminiumlegierung eine gewisse Abschreckempfindlichkeit aufweist, kann eine Abschreckung an Luft unzureichend sein und zu reduzierten Festigkeiten führen [Ost07]. Der wasserabgeschreckte Zustand wird deshalb als Referenzzustand betrachtet und wird als T4-Zustand bezeichnet, während der luftabgeschreckte Zustand im Folgenden als T4_L-Zustand bezeichnet wird. Zusätzlich wurden Profile direkt nach der Wasserabschreckung bei 185 °C für 5 Stunden bei einer Ofentemperatur von 185 °C warmausgelagert, um einen T6 Wärmebehandlungszustand einzustellen [Ost07] [DIN99a].

Um den Einfluss eines zusätzlichen Wärmeeintrages auf die Grenzflächenbildung zu untersuchen, wurden nachträglich weitere Wärmebehandlungszustände eingestellt. Hierzu wurden die hergestellten Profile nachträglich Lösungsgelüht mit Glühzeiten von 5 Stunden, 10 Stunden, sowie 24 Stunden und anschließend im Wasserbad abgeschreckt. Die daraus resultierenden Wärmebehandlungszustände werden mit T4_{5h}, T4_{10h} und T4_{24h} bezeichnet.

Zur Untersuchung des Einflusses industriüblicher Reckprozesse wurde zusätzlich der Wärmebehandlungszustand T8 untersucht. Hierzu wurden die Profile nachträglich lösungsgelüht, abgeschreckt, um 0,9 % Totaldehnung (entspricht 0,6 % bleibende plastische Dehnung) gereckt und anschließend bei 185 °C für 5 Stunden warmausgelagert (vgl. [Ham12]).

Die 40x12 mm² Profile lagen ausschließlich im luftabgeschreckten T4-Zustand vor. Zur Untersuchung des Wärmebeeinflusses wurden

diese Profile nachträglich nach T6 wärmebehandelt. Hierzu wurden die Profile bei 530 °C für ca. 1 Stunde lösungsgeglüht und anschließend bei 185 °C für 5 Stunden warmausgelagert.

Tabelle 3.4 fasst die untersuchten Wärmebehandlungszustände und die Wärmebehandlungsparameter tabellarisch zusammen.

Tabelle 3.4 Pressparameter beim Verbundstrangpressen der Rechteckprofile

40 x 10 mm² Profile mit metallischer Vollverstärkung			
Bezeichnung	Lösungsglügen (Temperatur/Zeit)	Abschrecken	Auslagerung (T/t)
T4	Vor Pressung (T _{Block} = 550°C, >3h)	Wasserbad	RT, > 8 d
T4_L	Vor Pressung (T _{Block} = 550°C, >3h)	Luft	RT, > 8 d
T6	Vor Pressung (T _{Block} = 550°C, >3h)	Wasser	185 °C, 5 h
T8	Nachträglich: 530 °C, 1 h	Wasser	0,6 % Recken, 185°C, 5 h
T4_{5h,(10h,24h)}	Nachträglich: 530 °C, 5h (10h, 24h)	Wasser	RT, > 8d

40 x 12 mm² Profile mit hybrider Verstärkung			
T4	Vor Pressung	Luft	RT, > 8 d
T6	Nachträglich: 530 °C, 1h	Wasser	185 °C, 5 h

3.2 Probengeometrien

Aufgrund des relativ niedrigen Verstärkungsgehaltes im Profil, wurden zur weiteren Charakterisierung Proben der nachfolgenden Geometrien hergestellt.

3.2.1 Probengeometrien zur Charakterisierung des Metall-Metall-Verbunds

Die verstärkten Proben wurden, so weit nicht anders gekennzeichnet, aus dem Rand des verstärkten Profils entnommen. Die Entnahme der unverstärkten Proben erfolgte an gleicher Position aus einem unverstärkten Referenzprofil derselben Pressung.

Push-Out-Proben

Die Push-Out-Proben mit einer Höhe von 1 mm wurden nach Abbildung 3.3 aus den 40x10 mm² Profilquerschnitten mittels Präzisionstrennmachine entnommen und anschließend entgratet, um eine planparallele Probenauflage zu gewährleisten.

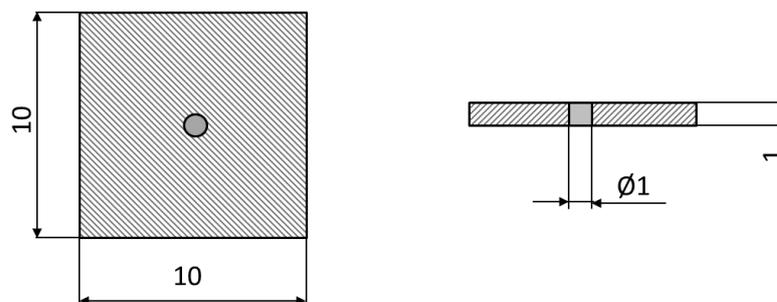


Abbildung 3.3

Probengeometrie für Push-Out-Versuche (vgl. [Wei06a] [Mer12] [Ham12])

Pull-Out-Proben

Zur Durchführung der Pull-Out-Versuche wurden entsprechend Abbildung 3.4 Proben gefertigt. Die freie Drahtlänge wurde zunächst mittels Drehen grob freigelegt und die verbleibenden Aluminiumreste per 9 µm, 6 µm und

3 μm Diamantsuspension schrittweise bis zur Drahtoberfläche wegpoliert [Bli14].

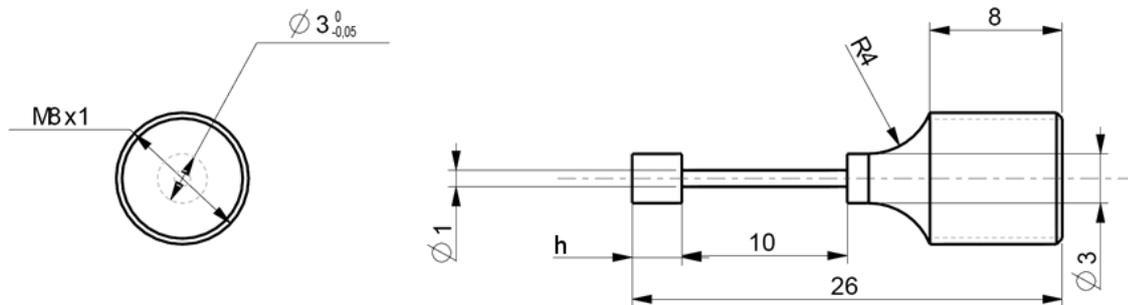


Abbildung 3.4

Probengeometrie für den Pull-Out-Versuch [Bli14]

Im Rahmen der Untersuchungen wurde die Probenkopfhöhe h zwischen 1 und 3 mm variiert, um die geometrischen Einflussgrößen zu bestimmen.

Zugproben zur Bestimmung der Normalfestigkeit

Zur Bestimmung der Radialnormalfestigkeit der Grenzfläche wurden Zugproben nach Abbildung 3.5 angefertigt. Hierzu wurde mittels Drahterosion die Messtrecke am Federstahldraht ausgerichtet, so dass eine Kraftübertragung ausschließlich über die Grenzfläche gewährleistet wird.

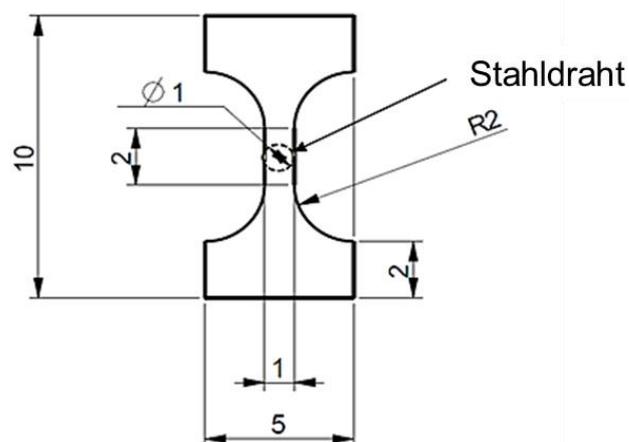


Abbildung 3.5

Probengeometrie für Grenzflächennormalzugversuche

Zugproben

Die zylindrischen Zugproben nach Abbildung 3.6 besitzen einen Messstreckendurchmesser von 3 mm. Die Verstärkungselemente, mit einem Durchmesser von 1 mm, liegen mittig in der Probe. Hieraus resultiert ein Verstärkungsanteil in der Messstrecke von 11,1 Vol.-%.

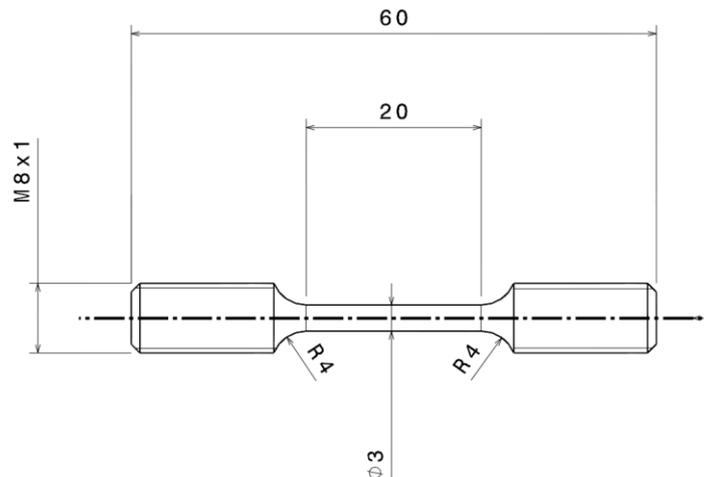


Abbildung 3.6

Probengeometrie für die Zugversuche zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte

Rissausbreitungsproben

In Abbildung 3.7 ist die in Anlehnung an [AST05] verwendete innengekerbte Middle-Tension M(T)-Probegeometrie zur Durchführung zyklischer Rissausbreitungsversuche dargestellt. Der Probenquerschnitt entspricht dabei dem hergestellten $40 \times 10 \text{ mm}^2$ Profilquerschnitt. Aufgrund der Probengeometrie wurde das mittlere Verstärkungselement bei der Probenfertigung durchtrennt. Der daraus und aus der Kerbgeometrie resultierende effektive Verstärkungselementgehalt im Kerbgrund beträgt 3,27 Vol.-%. Die unverstärkten Referenzproben wurden in analoger Weise aus unverstärkten Profilen der gleichen Pressung entnommen.

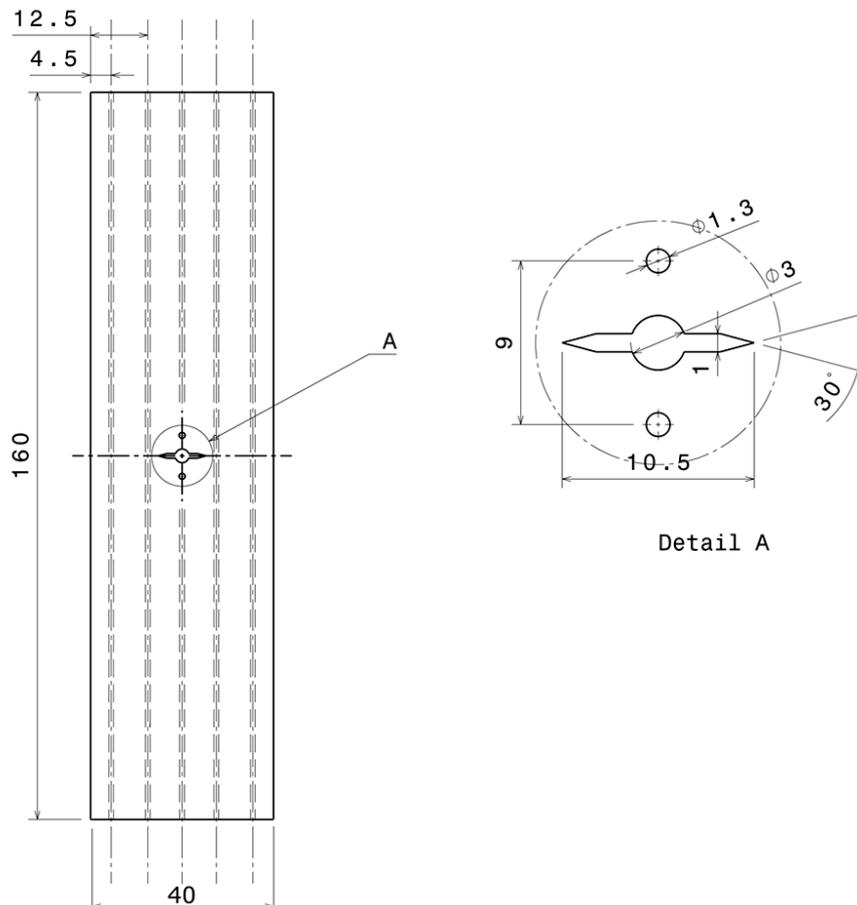


Abbildung 3.7

Probengeometrie für Rissausbreitungsversuche mit Detailbezeichnung der Kerbgeometrie

Der Kerbradius beträgt 0,25 mm und wurde per Drahterosion in die Probe eingebracht. Die kernnahen Bohrungen (siehe Abbildung 3.7 Detail A) dienen zum Spannungsabgriff der Potenzialsondenmessung.

3.2.2 Proben zur Charakterisierung des Metall-MMC-Hybrid-Verbunds

Die verstärkten Proben wurden alle mittig aus den Verbundprofilen entnommen. Die Entnahme der unverstärkten Proben erfolgte an gleicher Position aus einem unverstärkten Referenzprofil.

Mikro-Push-Out-Proben

Zur Durchführung von Push-Out-Versuchen auf Mikrometer-Maßstab an Proben aus dem verwendeten Verbunddraht und am verbunddrahtverstärkten Profil wurden Dünnschliffe angefertigt. Hierzu wurden per Präzisionstrennmaschine Proben mit einem $6 \times 6 \text{ mm}^2$ Querschnitt aus dem Verbundprofil bzw. Proben direkt aus dem Verbunddraht entnommen und nach [Ohl09] und [Sch14] manuell mittels eines Mikroschleifgeräts des Typs Gatan Inc. Disc Grinder auf Diamantschleiffolien (Typ Ultraprep®) in Schritten von $15 \mu\text{m} - 1 \mu\text{m}$ auf die Zieldicke poliert. Als zusätzlicher letzter Schritt wurde die Probenoberfläche kurz mit einer kolloidalen SiO_2 -Suspension poliert, um eventuelle Diamantrückstände zu entfernen. Um übermäßige Biegung, Faserschädigung oder Indenterschädigung zu vermeiden wurde die Zieldicke, in Anlehnung an [Rhy94], zu $80 \mu\text{m}$ gewählt.

Zugproben

Da bei den verbunddrahtverstärkten Profilen eine elliptische Deformation des Verbunddrahtes während des Herstellungsprozess erfolgte, konnte eine zentrische Verstärkungselementlage bei Verstärkungsgehalten oberhalb des kritischen Verstärkungsgehaltes V_{krit} , bei Rundproben nicht realisiert werden. Deshalb wurden hier Flachproben in Anlehnung an [DIN09b] verwendet. Die Probengeometrie ist in Abbildung 3.8 dargestellt.

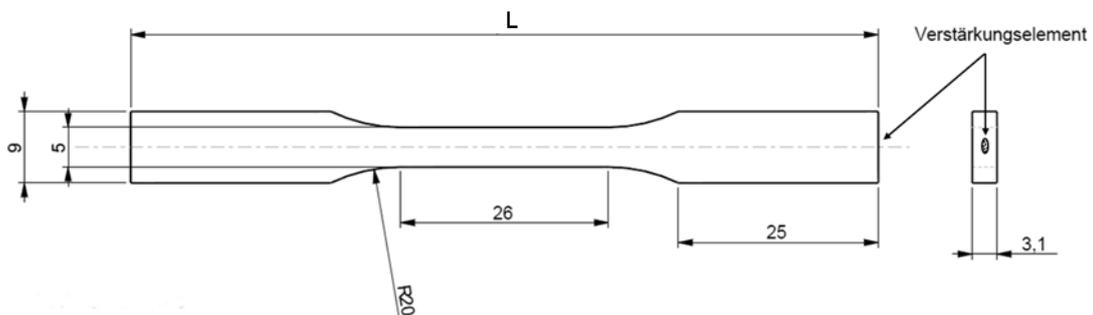


Abbildung 3.8

Probengeometrie für Zugproben aus verbunddrahtverstärkten Profilen [DIN09b]

4 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

4.1 Zugversuche

Alle Zugversuche wurden auf einer Universalprüfmaschine der Bauart Zwick mit einer Maximalprüfkraft von 200 kN durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte in allen Versuchen, soweit nicht anders gekennzeichnet, mittels Ansatzdehnungsaufnehmer der Bauart Zwick/Roell Multi-Xtens.

4.1.1 Zugversuche an verstärkten und unverstärkten Proben

Für die Prüfung der unverstärkten und federstahldrahtverstärkten Rundproben betrug die Querhauptgeschwindigkeit 1 mm/min, was bei einer Messstreckenlänge von 20 mm einer Dehnrates von $8,3 \times 10^{-4}$ 1/s entspricht [DIN01].

Für die Prüfung der unverstärkten und verbunddrahtverstärkten Flachproben betrug die Querhauptgeschwindigkeit 1 mm/min bei einer Versuchslänge von 26 mm und entspricht einer Dehnrates von $6,4 \times 10^{-4}$ 1/s [DIN01]. Zusätzlich zur Dehnungsmessung mittels Ansatzdehnungsaufnehmer erfolgte diese mittels optischem Dehnungsmesssystem des Typs GOM.

4.1.2 Drahtzugversuche

Zugversuche am Federstahldraht erfolgten unter Ausnutzung der Euler-Eytelwein'schen Umschlingungsreibung über ein Rollensystem mit einem Rollendurchmesser von 100 mm [Hib05]. Die freie Einspannlänge betrug 200 mm, bei einer Messstreckenlänge von 80 mm.

Zugversuche am Verbunddraht erfolgten mit Hilfe von Klemmspannbanken und mit einer freien Versuchslänge von 100 mm bei einer konstanten Verfahrwegsgeschwindigkeit von 1,5 mm/min entsprechend [DIN01].

4.1.3 In situ Zugversuche im μ -CT

Zur detaillierten Betrachtung der inneren Schädigung des hybriden Verbundes wurden Zugversuche im μ -Computertomographen durchgeführt. Hierzu kam eine für diesen Zweck konstruierte Prüfmaschine zum Einsatz, welche eine maximale Prüfkraft von 5 kN ermöglicht. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.1 dargestellt. Durch die Verwendung einer CFK-Röhre als Querhauptstützstruktur sind hierbei computertomographische Aufnahmen während der Belastung möglich.

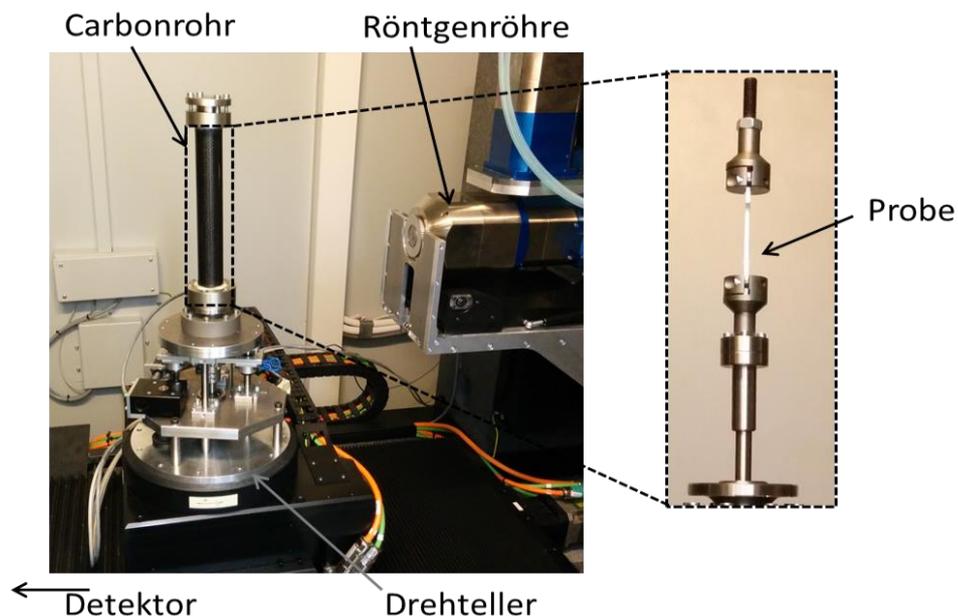


Abbildung 4.1

Aufbau der In-situ Prüfanlage bis 5 kN im Computertomographen

Die Verfahrgeschwindigkeit betrug bei allen Versuchen 1 mm/min. Vor jedem Scan wurde eine Haltezeit von 20 Minuten eingehalten, um Abbildungsfehler aufgrund von Setzeffekten im Lastrahmen und Einspannung zu vermeiden. Als Bildaufnahmeeinheit wurde ein Yxlon-CT Computertomograph mit einer offenen Mikrofokus-Röntgenröhre mit Wolframkatho-

de und ein Flachdetektor mit einer Auflösung von 2048x2048 Pixeln von Perkin Elmer® verwendet. Die Beschleunigungsspannung betrug 125 kV und der Beschleunigungsstrom 0,001 mA. Die Aufnahmezeit betrug pro Scan ca. 1 Stunde. Die Bildauswertung erfolgte mittels Avizo® Fire von VSG und ImageJ.

4.2 Härteprüfung

Die Härteprüfungen erfolgten mittels Brinell-Härteprüfung, als auch mit Vickers-Mikrohärtemessungen im Profilquerschnitt, um den Härteverlauf in Richtung Matrix/Verstärkungselement Grenzfläche in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen zu bestimmen. Die Mikrohärtemessungen erfolgten mit einem automatischen Härtemessgerät vom Typ Qness10 mit einer Prüflast von 10 g in der Matrix und aufgrund der höheren Härte des Federstahldrahtes mit einer Prüflast von 100 g im Draht. Die Hauptlastzeit betrug bei allen Versuchen 10 s.

4.3 Quantitative Grenzflächencharakterisierung

4.3.1 Radialnormalzugversuche

Zur Bestimmung der Radialnormalfestigkeit wurden wegkontrollierte Zugversuche an einer Universalprüfmaschine des Typs Zwick mit einer Maximalkraft von 2,5 kN durchgeführt. Die Einspannung der Proben erfolgte mit einer Zentrierhilfe, welche eine reproduzierbare Ausrichtung und belastungsfreie Einspannung der Mikroproben ermöglichte. Die Versuche wurden mit einer Verfahrenweggeschwindigkeit von 0,5 mm/min durchgeführt. Die Vorkraft betrug bei allen Versuchen 5 N. Die resultierende Grenzflächennormalfestigkeit wurde nach Gleichung 4.1 aus der gemessenen Maximalkraft bezogen auf die gekrümmte Grenzfläche berechnet.

$$\sigma_{GN} = \frac{F_{max}}{b \cdot 0,5\pi d} \quad \text{Gleichung 4.1}$$

Mit b = Probenbreite, d = Verstärkungselementdurchmesser.

4.3.2 Push-Out-Versuche

Die Push-Out-Versuche zur Ermittlung der Debondingscherfestigkeit σ_{deb} des federstahldrahtverstärkten Verbundes wurden an einer Universalprüfmaschine der Bauart Zwick mit einer Maximalkraft von 2,5 kN durchgeführt. Der prinzipielle Aufbau ist Abbildung 4.2 zu entnehmen. Das Herausdrücken des Verstärkungselementes erfolgte verfahrenswegskontrolliert mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min unter Verwendung eines kegelförmigen Indenters mit Kalottenspitze, deren Durchmesser 1 mm betrug. Die Push-Out-Proben wurden mittels eines Niederhalters fest auf den Probenhalter gespannt. Der Probenhalter verfügt über eine Nut, deren Breite im Referenzfall 2 mm betrug [Wei06] [Merz12].

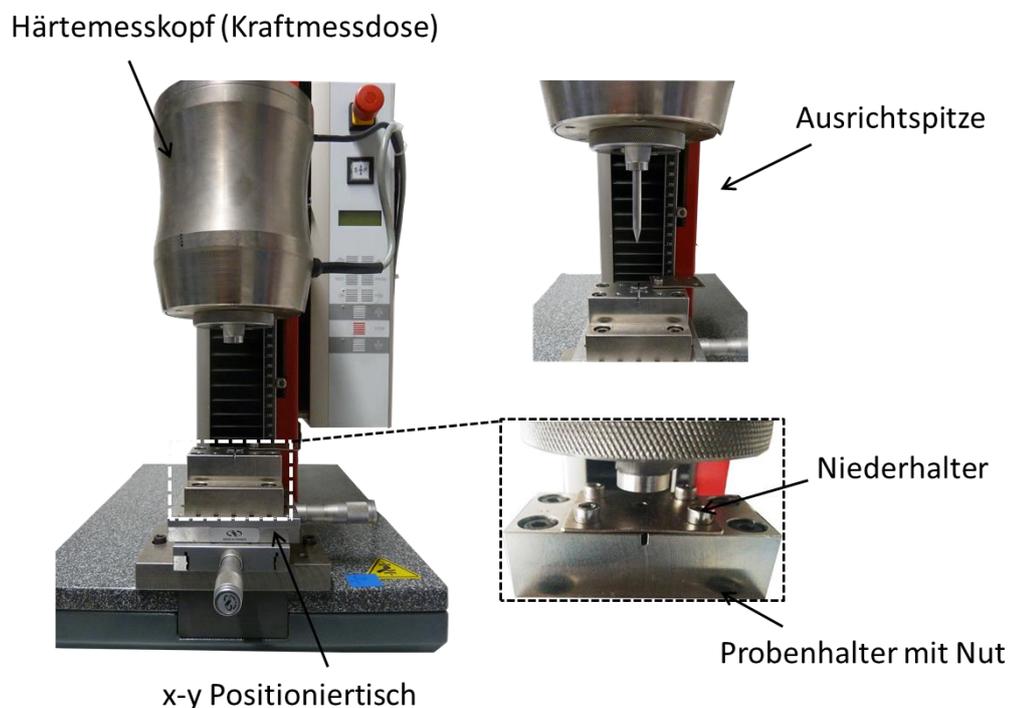


Abbildung 4.2

Versuchsaufbau für den Push-Out-Versuch (links) Detailansicht (rechts)

Die Nutbreite und Nutgeometrie wurden im Rahmen der Untersuchungen zur Geometrieabhängigkeit der gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten variiert. Die Nutgeometrie wurde dabei durch Einsetzen von Passstiften in die Nut verändert, so dass die Probenauflagefläche vergrößert wurde (Abbildung 4.3). Der Probenhalter mit Nut ist auf einem x-y-

Positioniertisch angebracht, so dass die Positionierung der Proben zunächst mit Hilfe einer Ausrichtspitze erfolgen konnte. Anschließend wurde der eigentliche Indenter eingesetzt. Die Vorkraft betrug in allen Versuchen 5 N. Da aufgrund der konischen Indentergeometrie ab einer Eindringtiefe von 0,5 mm mit einer Berührung der Indenterflanken mit der Matrix zu rechnen ist, wurde als Abbruchkriterium eine maximale Eindringtiefe von 0,5 mm gewählt.

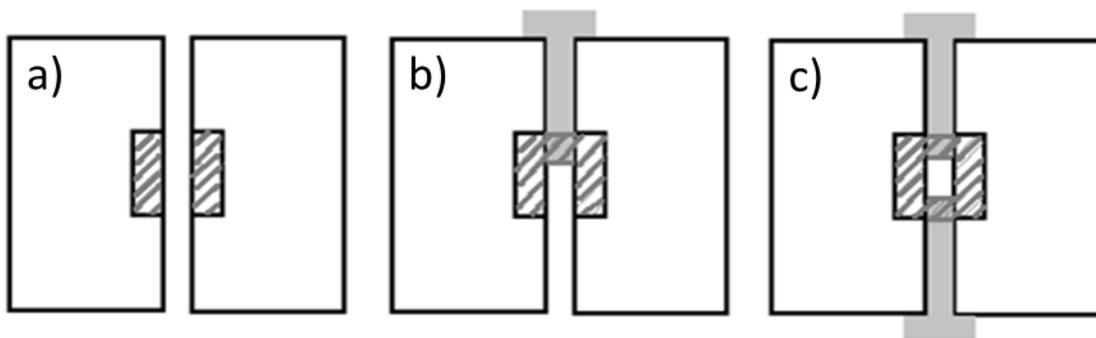


Abbildung 4.3

Variation der Nutgeometrie durch einsetzen von Passstiften: a) Freie Nut (Referenz) b) Halbseitig geschlossene Nut c) Beidseitig geschlossene Nut [Bli14]

4.3.3 Pull-Out-Versuche

Zur Durchführung der Pull-Out-Versuche wurde eine Universalprüfmaschine des Typs Zwick mit einer Maximalkraft von 2,5 kN verwendet. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Der Probenkopf kann hierbei durch eine eingebrachte Nut in die obere Aufnahme eingeschoben und in die Zentrierung der Aufnahme eingeführt werden. Das untere Probenende wird mittels Gewindeeinspannung befestigt. Die Belastung erfolgte dann durch Verfahren der oberen Aufnahme mit einer konstanten Verfahrenwegsgeschwindigkeit von 0,5 mm/min.

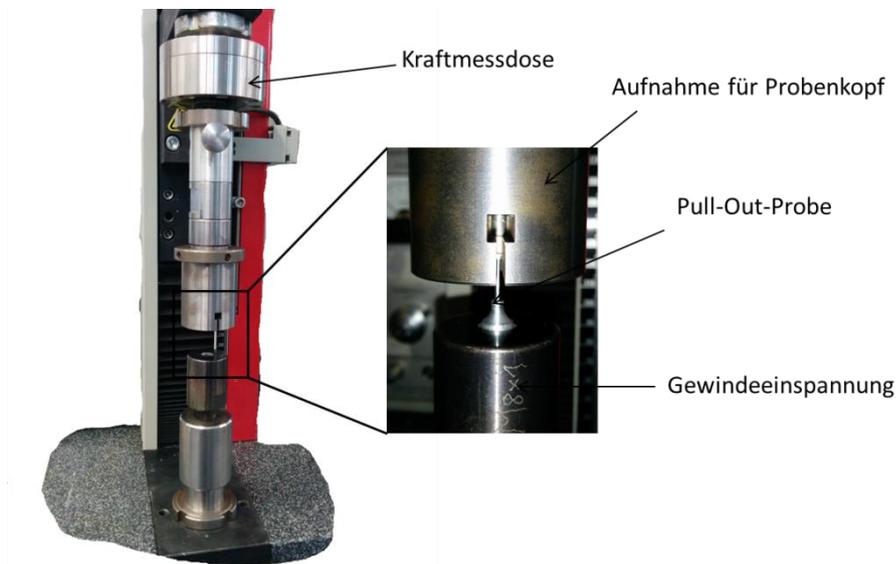


Abbildung 4.4

Versuchsaufbau für Pull-Out-Versuche [Bli14]

Die Auswertung der Versuche erfolgte anhand der aufgezeichneten Kraft-Weg-Verläufe. Die Geometrie der Probenkopfaufnahme ist in Abbildung 4.5 dargestellt. Wie zu erkennen ist, erfolgt die Kraftübertragung über eine nutförmig ausgesparte Querschnittsfläche, wobei im Unterschied zum Push-Out-Versuch die eingebrachte Nut nicht durchgängig ist.

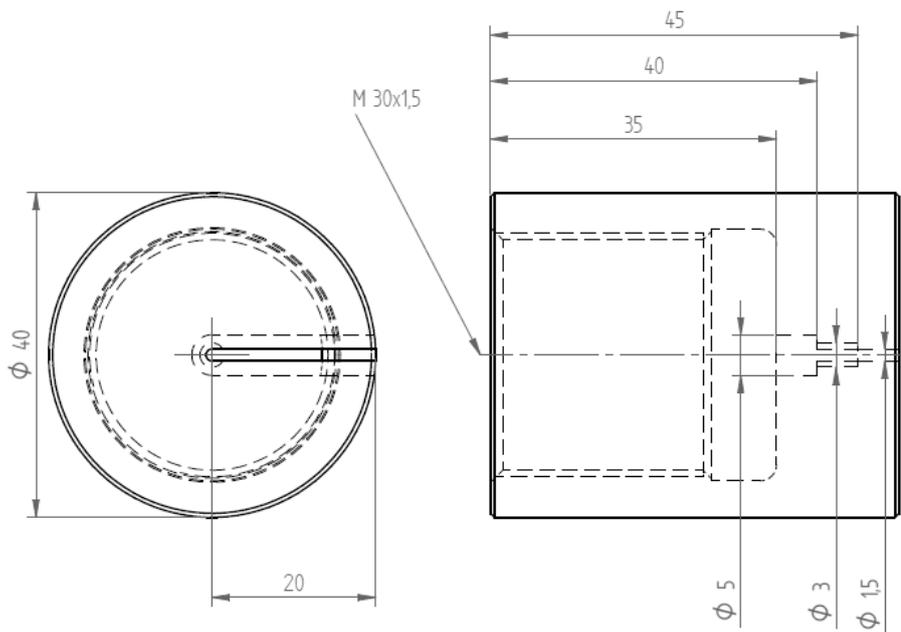


Abbildung 4.5

Geometrie der Probenkopfaufnahme für den Pull-Out-Versuch [Bli14]

4.3.4 Mikro-Push-Out-Versuche

Die Mikro-Push-Out-Versuche zur Bestimmung der Debondingscherfestigkeit zwischen Aluminiumoxidfaser und der sie umgebenden Matrix wurden an einem Zwick ZHU 0,2 Mikrohärtmessgerät durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Das Gerät verfügt über eine Verschiebeeinheit, so dass zwischen Mikroskop-Einheit, welche eine genaue Positionierung über den Fasern ermöglicht, und dem registrierenden Härtemesskopf zur Indentation gewechselt werden kann. Als Eindringkörper wurde ein Flat-Punch Nanoindenter der Firma Synton MDP GmbH verwendet mit einem Durchmesser von 5 μm . Die Dünnschliffproben werden für den Push-Out Versuch über eine Lochrasterplatte gelegt und mit der oberen Platte fixiert (Abbildung 4.7). In die Lochrasterplatte wurden kreisrunde Öffnungen mit einem Durchmesser von 60 μm mittels Laserstrahlbearbeitung eingebracht, so dass die Fasern frei aus der Matrix herausgedrückt werden können.

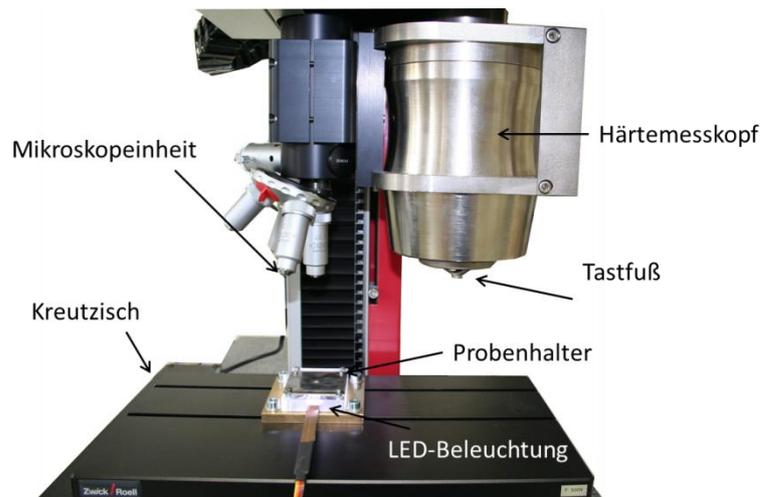


Abbildung 4.6

Aufbau zum Mikro-Push-Out Versuch analog zu [Has14].

Durch die darunter angebrachte LED-Beleuchtung können nun aufgrund der Transluminenz der Al_2O_3 -Fasern [Mos03] gezielt Fasern über den Öffnungen für den Versuch ausgewählt werden. Gleichzeitig lassen sich durch die Durchleuchtung der Fasern Schädigungen in der Faser bzw. Faserbrüche nach dem Versuch identifizieren.

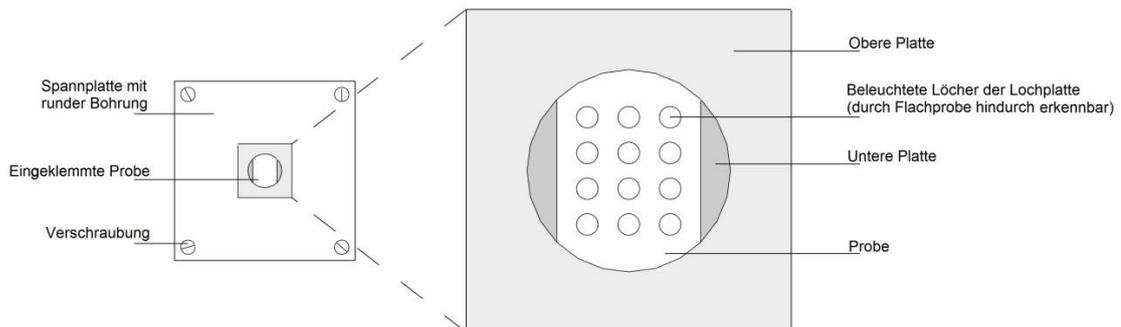


Abbildung 4.7

Schematische Darstellung der Probeneinspannung nach [Has14]

Alle Versuche wurden mit einer Verfahrenweggeschwindigkeit von $3 \mu\text{m}/\text{min}$ durchgeführt. Zur Auswertung wurden die gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven über die Mantelfläche in Spannungs-Verschiebungskurven umgerechnet ($\sigma = \frac{F}{\pi \cdot d \cdot t}$, mit d = Faserdurchmesser

und t = Probendicke). Jede Faser wurde vor dem Push-Out-Versuch mikroskopisch vermessen. Die maximale Eindringtiefe des Indenters ist durch dessen konische Form und damit dem Aufsetzen auf der die Faser umgebenden Matrix begrenzt. Aufgrund der leicht unterschiedlichen Faserdurchmesser wurde der Versuch manuell abgebrochen, sobald ein Aufsetzen des Indenters auf der Matrix durch ein Wiederansteigen der Kraft ersichtlich wurde.

4.4 Korrosionsexperimente

Neben destilliertem Wasser als wässriges Referenzmedium, wurden zwei weitere Korrosionsmedien ausgewählt, um die Einsatzbedingungen im Fahrzeugbau abzubilden. Hierzu wurde eine 3,5 Ma.-% Natriumchloridlösung (NaCl-Lsg.) zur Abbildung maritimer Umgebungen oder Streusalzbelastung im Winter, sowie einer Schwefelsäurelösung (H_2SO_4 -Lsg.), welche auf einen pH-Wert von 5 verdünnt wurde, um Belastungen durch sauren Regen darzustellen, ausgewählt.

4.4.1 Auslagerungsversuche

Der Versuchsaufbau nach [Mer08b] ist in Abbildung 4.8 dargestellt. Dieser besteht aus einem äußeren Behälter, welcher mit dem Korrosionsmedium befüllt wird. In den inneren Behälter werden die Proben in ein Kunststoffgestell so eingestellt, das eine gleichmäßige Umströmung mittels Luftzufuhr durch einen Ausströmerstein von unten möglich ist. Dieser Versuchsaufbau entspricht den Anforderungen der [DIN09a] zur Mindestmenge an Korrosionsmedium und zum Mindestabstand der Proben zum Flüssigkeitsspiegel.

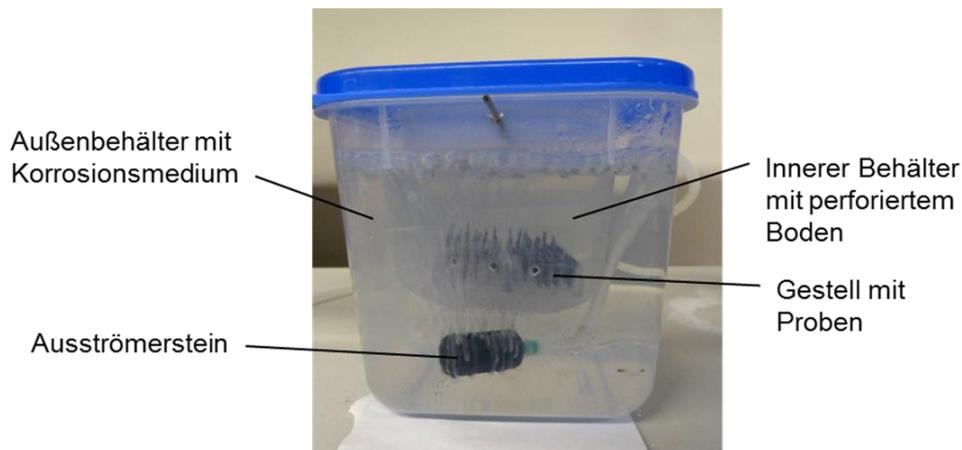


Abbildung 4.8

Versuchsaufbau zur Auslagerung von Push-Out-Proben in korrosiven Medien [Mer08b]
Um den Verlauf des Korrosionsangriffs zu beobachten, wurden nach 10 h, 100 h und 1000 h Proben entnommen, mit destilliertem Wasser abgespült, in Ethanol geschwenkt und anschließend an Luft getrocknet. Die qualitative Dokumentation der Korrosion wurde mittels Makroskop und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen durchgeführt. Quantitativ wurde die Schädigung der Grenzfläche mittels Push-Out-Versuchen bewertet.

4.4.2 Zyklische Rissausbreitungsversuche unter mechanisch-korrosiver Beanspruchung

Zur Durchführung der Rissausbreitungsversuche wurde ein Hochfrequenzpulsator des Typs Amsler HFP 5000 eingesetzt. Hierbei handelt es sich um eine elektromagnetisch angetriebene Resonanzprüfmaschine, welche eine maximale Prüfkraft von 50 kN erreicht und sowohl statisch als auch dynamisch eingesetzt werden kann. Die Versuchsführung erfolgte kraftkontrolliert, wobei der zyklische Anteil über den Resonanzschwingkreis realisiert wurde und die Aufbringung der Mittellast über das Verfahren des oberen Querhauptes erfolgte. Die Risslängenmessung erfolgte zunächst per Potenzialsondenmethode. Unter Ausnutzung des Resonanzprinzips der Prüfmaschine konnte daraus eine Kalibrierkurve zur Bestimmung der Risslänge aus dem gemessenen Frequenzabfall des Resonanzsystems abgeleitet

werden, was eine Risslängenmessung auch in korrosiven Medien ermöglichte [Zir11] [Got12] [Ree13].

Die Versuche erfolgten bei einer sinusförmigen Belastung im reinen Zugschwellbereich bei einem Lastverhältnis von $R = 0,18$. Dafür wurde beim Anschwingen eine Mittellast von $F_m = 7 \text{ kN}$ und eine Kraftamplitude von $F_a = 5 \text{ kN}$ ($\sigma_o = 41,38 \text{ MPa}$ und $\sigma_u = 6,90 \text{ MPa}$) aufgebracht. Während des eigentlichen Rissausbreitungsversuchs betrug die Mittellast $F_m = 5,5 \text{ kN}$ ($\sigma_m = 13,75 \text{ MPa}$) und die Lastamplitude $F_a = 3,8 \text{ kN}$ ($\sigma_o = 32,07 \text{ MPa}$ und $\sigma_u = 5,86 \text{ MPa}$). Der Versuch wurde automatisch beendet nach Erreichen eines hinreichenden Frequenzabfalls resultierend aus dem Steifigkeitsverlust mit wachsender Risslänge in der Probe.

Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.9 dargestellt. Zur Untersuchung der Rissausbreitung in korrosiver Umgebung wurde eine Prüfkammer aus PMMA verwendet, die es ermöglicht den Riss während der zyklischen Versuche mit den ausgewählten Korrosionsmedien zu benetzen.

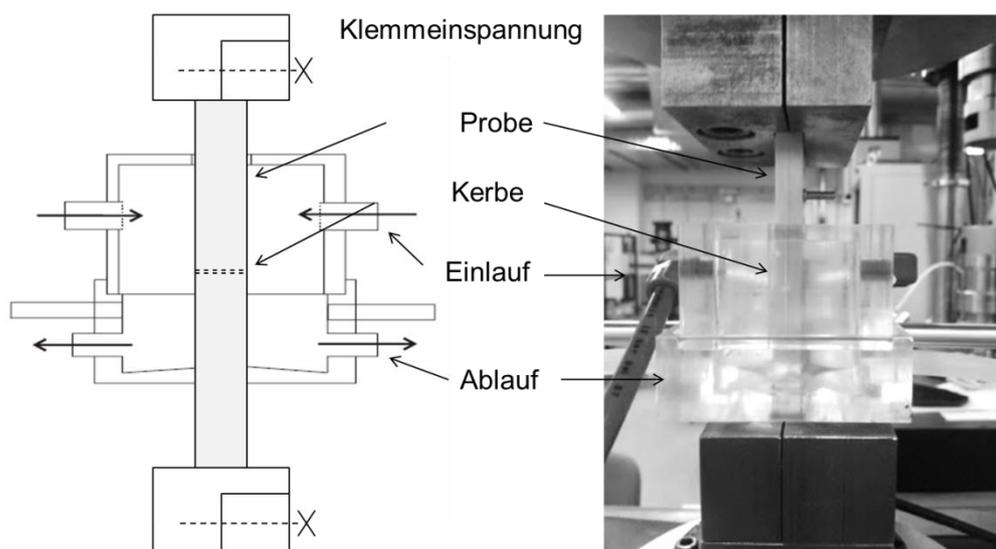


Abbildung 4.9

Versuchsaufbau zur Durchführung zyklischer Rissausbreitungsuntersuchungen in korrosiven Medien. Links: schematisch, Rechts: real [Ree13].

Die Zuführung der Korrosionsmedien erfolgt mittels einer Hochleistungs-Außenpumpe des Typs Barwig, mit einem maximalen Förderstrom von 20 l/min.

4.5 Metallographische Untersuchungen

4.5.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Zur qualitativen Beurteilung der Grenzflächenausbildung, der sich einstellenden Mikrostruktur und der Schädigungsmechanismen, wurden Probenbereiche mittels einer Präzisionstrennmaschine des Typs Struers Accutom aus den Profilen bzw. Proben herausgetrennt, anschließend in kaltaushärtendem Einbettmittel eingebettet und mittels Schleifen mit Siliziumkarbid-schleifpapier und anschließender schrittweiser Politur mit Diamantsuspension, sowie einer Endpolitur mit einer kolloidalen Siliziumoxidsuspension zur Untersuchung präpariert. Das Schleifen erfolgte manuell in Schritten mit Körnungen 320, 600, 1000 und 4000. Die Politur erfolgte auf einem Filzstofftuch auf einer Tischpoliermaschine in den Schritten 6 μm bis 3 μm .

Zur Kontrastierung der Mikrostruktur der Aluminiummatrix wurde ein elektrolytisches Ätzverfahren nach Barker [Bar50][Pet94] verwendet mit einer Spannung von 20V und Ätzzeiten zwischen 60 – 90 s.

4.5.2 Elektronenmikroskopische Untersuchungen

Im Rahmen der fraktographischen Untersuchungen und zur Schädigungsbeurteilung unter korrosivem Einfluss wurden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen an einem Rasterelektronenmikroskop der Bauart Zeiss LEO EVO 50 durchgeführt. Die Vorbereitung der Proben beinhaltete nach erfolgter Reinigung im Ethanol-Ultraschallbad, je nach Leitfähigkeit der Probe ein Besputtern der Proben mit Gold-Ionen. Bei Durchführung von EDX-Analysen wurde auf die Besputterung verzichtet, um eine Verfälschung der Ergebnisse zu vermeiden.

Zur mikrostrukturellen Grenzflächenanalyse wurden zusätzlich transmissio-nselektronenmikroskopische Untersuchungen an einem Transemissions-elektronenmikroskop der Bauart Zeiss EM Ω 922 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV durchgeführt. Hierzu wurden ent-

sprechende Dünnschliffe metallographisch präpariert und mittels Argon-Ionen-Beschuss ausgedünnt. Des Weiteren wurden Untersuchungen an einem Transmissionselektronenmikroskop der Bauart FEI Titan³ 80-300 Titan mit einer Beschleunigungsspannung bis zu 300 kV und einer Auflösung bis zu 0,1 nm durchgeführt. Die Untersuchungen erfolgten hier an Dünnschliffen, welche per Focused-Ionen-Beam (FIB) direkt aus der Grenzfläche entnommen und präpariert wurden.

5 Ergebnisse zum Metall-Metall-Verbund

5.1 Einfluss von Wärmebehandlung und Prozess auf die Grenzfläche

Zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften und Verbesserung der geometrischen Toleranzen werden industriell hergestellte Strangpressprofile oft während des Herstellungsprozesses gereckt und einer anschließenden Wärmebehandlung unterzogen [Ham09b] [Ham12]. Im Folgenden werden deshalb die Möglichkeiten der gezielten Einstellung von Grenzflächeneigenschaften und die Auswirkung von nachgeschalteten Wärmebehandlungs- bzw. Reckprozessen qualitative und quantitativ betrachtet. Die qualitativen Untersuchungen erfolgten mittels metallographischer, rasterelektronenmikroskopischer und transmissionselektronenmikroskopischer Untersuchungen zur Grenzflächen- und Mikrostrukturausbildung. Die quantitative Charakterisierung der Grenzfläche, sowie des grenzflächennahen Bereichs, erfolgte durch Push-Out-Versuche und Querzugversuche normal zur Grenzfläche, als auch durch Mikrohärtemessungen. Ergebnisse zu den makroskopischen mechanischen Eigenschaften im Zugversuch in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen, sowie der korrosiven Degradation und des Rissausbreitungsverhaltens werden anschließend in Kapitel 5.3 vorgestellt.

5.1.1 Ausgangszustand

Abbildung 5.1 zeigt den Querschliff des Ausgangszustandes für den Wärmebehandlungszustand T4. Wie zu erkennen ist, ist das Verstärkungselement spaltfrei eingebettet. Die Bildung einer Diffusionsschicht ist lichtmikroskopisch nicht zu erkennen. Vereinzelt können Beschädigungen des Drahtes, in Form von Einkerbungen am Drahtumfang, festgestellt werden (vgl. Abbildung 5.1 Vergrößerung). Diese resultieren offensichtlich aus

dem Herstellungsprozess und deuten auf einen abrasiven Verschleiß an der Zuführkante des Werkzeuges hin.

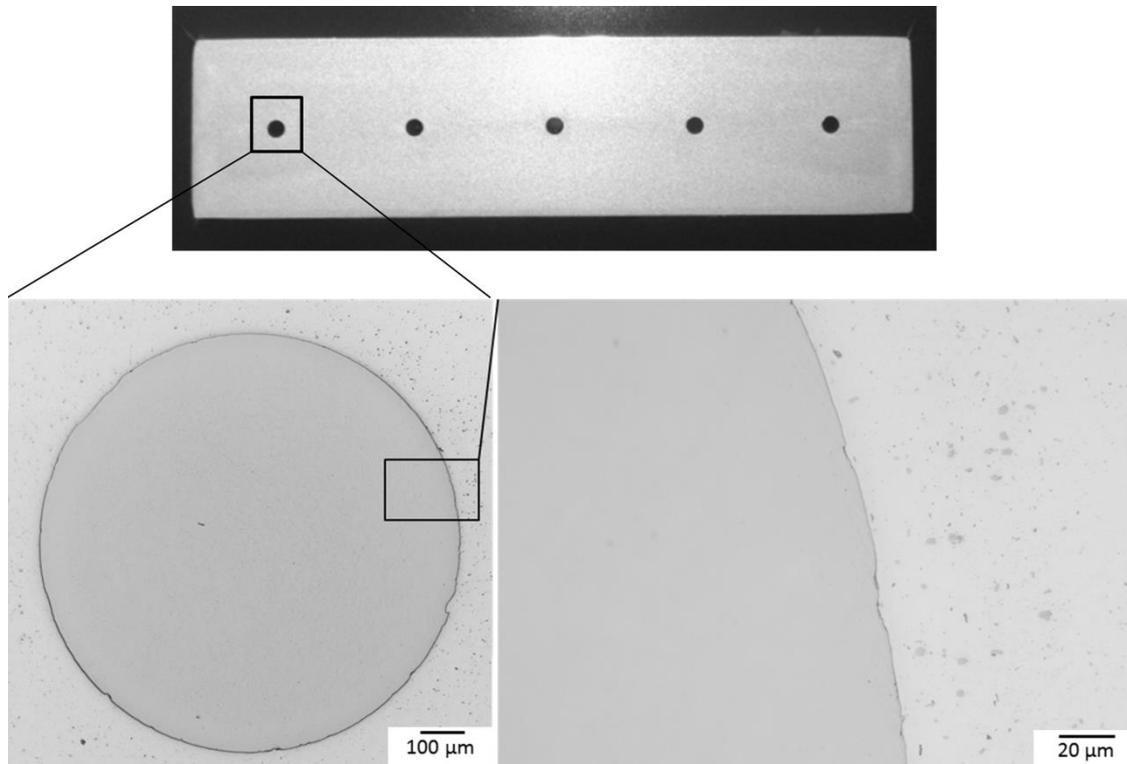


Abbildung 5.1

Profilquerschnitt und Querschliff des Ausgangszustandes T4 um das Verstärkungselement

Abbildung 5.2 zeigt die Mikrostruktur des Ausgangszustandes T4 um den eingebetteten Federstahldraht. Die Abbildung zeigt dabei ein sehr feines Gefüge der umgebenden Matrix mit einer mittleren Korngröße von 48 μm . Zusätzlich ist eine Verfeinerung der Kornstruktur um den Draht zu verzeichnen, insbesondere in Grenzflächennähe liegt ein sehr feines Gefüge vor, welches mittels Barker-Verfahren und lichtmikroskopischer Analyse kaum noch aufgelöst werden kann und eine Korngröße von etwa 10 μm aufweist. Entlang der Längspressnaht (LPN) zeigt sich ebenso eine deutliche Kornfeinerung, welche auch im unverstärkten Matrixmaterial zu beobachten ist.

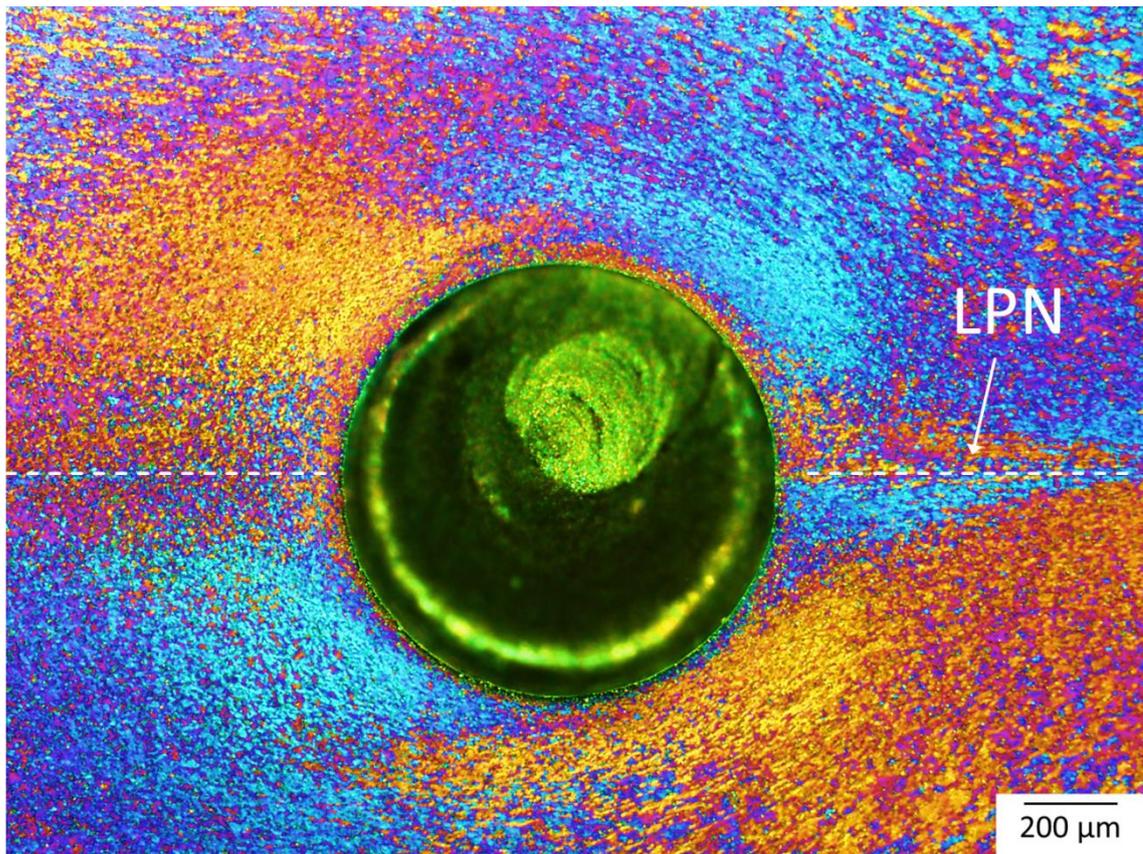


Abbildung 5.2

Mikrostruktur am Querschliff des Wärmebehandlungszustandes T4 um das Verstärkungselement (LPN = Längspressnaht)

5.1.2 Einfluss des Abschreckmediums

Die verwendete Matrixlegierung EN-AW-6082 gilt im Allgemeinen als abschreckempfindlich, d. h. bei ungenügender Abschreckgeschwindigkeit ist mit Festigkeitseinbußen des Matrixmaterials zu rechnen [Ost07]. Abbildung 5.3 zeigt die Ergebnisse von Brinell-Härtemessungen an der Matrix und die für das Verbundsystem festgestellten Debondingscherfestigkeiten nach Luftabschreckung $T4_L$ und nach Wasserabschreckung $T4_W$.

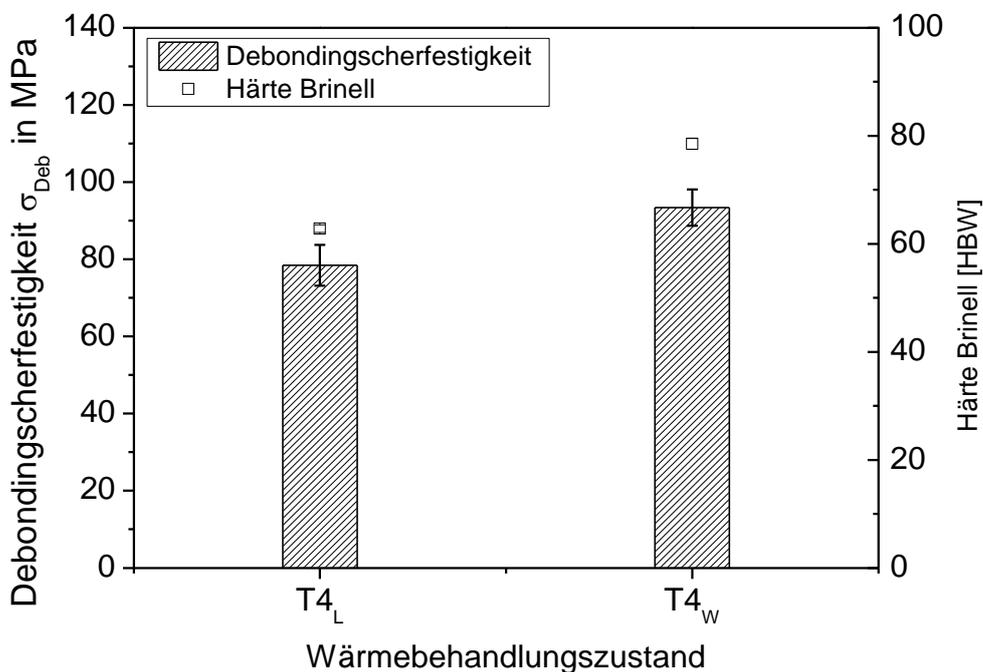


Abbildung 5.3

Debondingscherfestigkeit und Brinellhärte bei Herstellung mit ($T4_w$) und ohne Wasserabschreckung ($T4_L$)

Wie aus dem Diagramm zu entnehmen ist, zeigt sich sowohl anhand der Matrixhärte als auch anhand der gemessenen Debondingscherfestigkeiten ein signifikanter positiver Einfluss der Abschreckung mit Wasser bezogen auf Matrixhärte und Debondingscherfestigkeit.

5.1.3 Einfluss von Lösungsglühprozessen

Die chemische Bindung der Verbundpartner spielt bei Betrachtung der Grenzflächeneigenschaften eine bedeutende Rolle. Das Verbundstrangpressen als warmumformgebendes Fertigungsverfahren bietet aufgrund der hohen Prozesstemperaturen im Bereich von 450 – 500 °C eine gute Voraussetzung für den Ablauf von Festkörperdiffusionsprozessen. Prozesszeit und Prozesstemperatur bestimmen damit vor Allem die Diffusionsprozesse im Verbundprofil und entscheiden damit über die Qualität und Ausbildung der chemischen Bindung. Es wurde bereits in früheren Arbeiten festgestellt, dass es bei den für das Verbundstrangpressen typischen rela-

tiv kurzen Prozesszeiten und anschließender Kaltauslagerung die Bildung einer groben intermetallischen Phase vermieden wird, eine Diffusion von Fe, Ni und Cr jedoch im Nanometerbereich nachgewiesen werden kann [Wei07a]. Nachträgliche Wärmebehandlungsprozesse können die Diffusionsprozesse weiter vorantreiben und die chemische Zusammensetzung im Grenzflächenbereich signifikant verändern. Um eine besonders feste Anbindung zu erzielen, gelten in der Literatur Diffusionsschichten bis zu 3 μm als akzeptabel bzw. vorteilhaft [Bha89]. Größere Diffusionsschichten sind meist unerwünscht, weshalb nachträgliche Wärmebehandlungen, welche eine zusätzliche Lösungsglühbehandlung im Bereich $>500\text{ }^\circ\text{C}$ über längere Zeiten beinhalten, kritisch betrachtet werden müssen. Um den Einfluss solcher Lösungsglühprozesse auf die Grenzfläche beurteilen zu können, wurde eine gesonderte Betrachtung und Korrelation der Diffusionsprozesse mit den mechanischen (Grenzflächen-)Eigenschaften im Wärmebehandlungszustand T4 der Matrix untersucht, wobei die untersuchten Proben sich lediglich durch die Variation der Lösungsglühdauer unterscheiden. Die Lösungsglühdauer wurde dabei in den Schritten 5 h, 10 h und 24 h variiert.

Qualitative Grenzflächenuntersuchungen

Abbildung 5.4 zeigt die Grenzflächenausbildung nach unterschiedlichen Lösungsglühauern anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen. Wie ersichtlich ist, kann schon nach 5 h eine erkennbare Diffusionsschichtbildung verzeichnet werden, welche sich an der dunkleren Färbung im Vergleich zum Stahldraht erkennen lässt. Die mittlere Diffusionsschichtdicke kann nach 5 h zu 3 μm bestimmt werden. Nach 10 h wird eine mittlere Diffusionsschichtdicke von 10 μm erreicht, wobei in diesem Fall eine deutliche Schädigung an der Grenzfläche durch Rissbildung innerhalb der Grenzschicht und Herauslösen der Grenzschicht während der metallographischen Präparation beobachtet wird. Nach 24 h erreicht die Diffusionsschicht eine mittlere Dicke von 21 μm , die Grenzflächenschädigung nimmt dabei weiter zu. Die Wachstumsrichtung der Diffusionsschicht ist tendenziell in Richtung der Aluminiummatrix zu verzeichnen, während in Rich-

tung des Stahldrahtes die Diffusion zwar erkennbar, aber quantitativ geringer ausgeprägt ist. So wird lediglich eine Verringerung des Verstärkungselementdurchmessers von etwa $5\ \mu\text{m}$ nach 24 h gemessen. Mit steigender Schichtdicke lässt sich zudem eine lamellenförmige Wachstumsstruktur der Schicht erkennen.

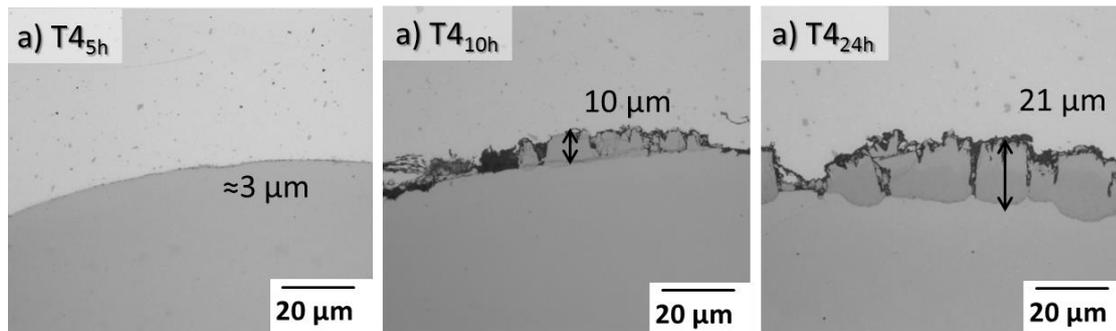


Abbildung 5.4

Lichtmikroskopische Betrachtung der Grenzflächenentwicklung bei Lösungsglüh dauern von 5, 10 und 24 h

Abbildung 5.5 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen des T4_{24h}-Zustandes, wobei das Augenmerk auf das Grenzflächenschädigungsbild, sowie der Bestimmung der Diffusionswege in der Grenzfläche lag. Bei genauerer Betrachtung der Diffusionsschicht ist ein deutlich sprödes Schädigungsbild mit verzweigten Rissstrukturen und Ablösungen hin zur Aluminiummatrix zu erkennen. Die Anbindung zum Stahldraht erscheint in allen Fällen spaltfrei.

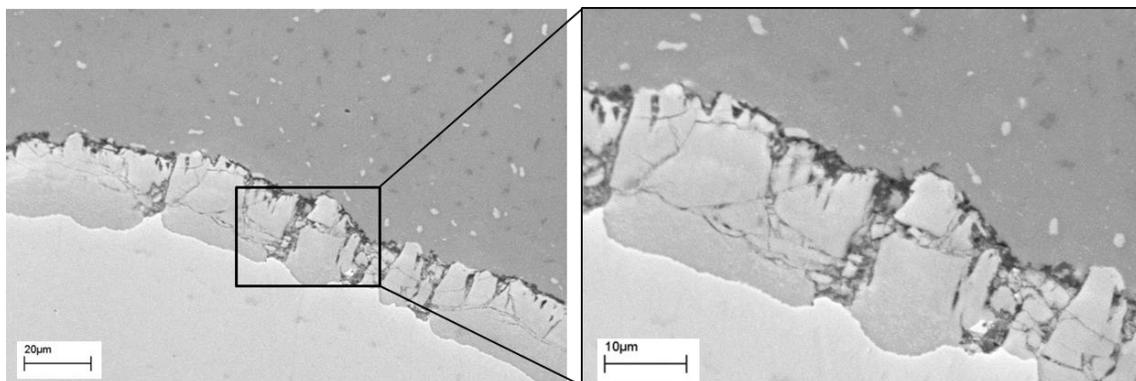


Abbildung 5.5

REM-Aufnahme der Grenzfläche nach 24 h Glühdauer bei Lösungsglüh temperature

Die EDX-Untersuchungen (Abbildung 5.6) zeigen, dass eine Diffusion von Al, Fe und Cr in einem Bereich von ca. 22 μm über die Grenzfläche hinweg stattfindet. Während der Al-Anteil als insgesamt konstant in diesem Bereich angesehen werden kann, nimmt die Konzentration von Fe, Cr und Ni in Richtung der Aluminiummatrix in etwa linear ab.

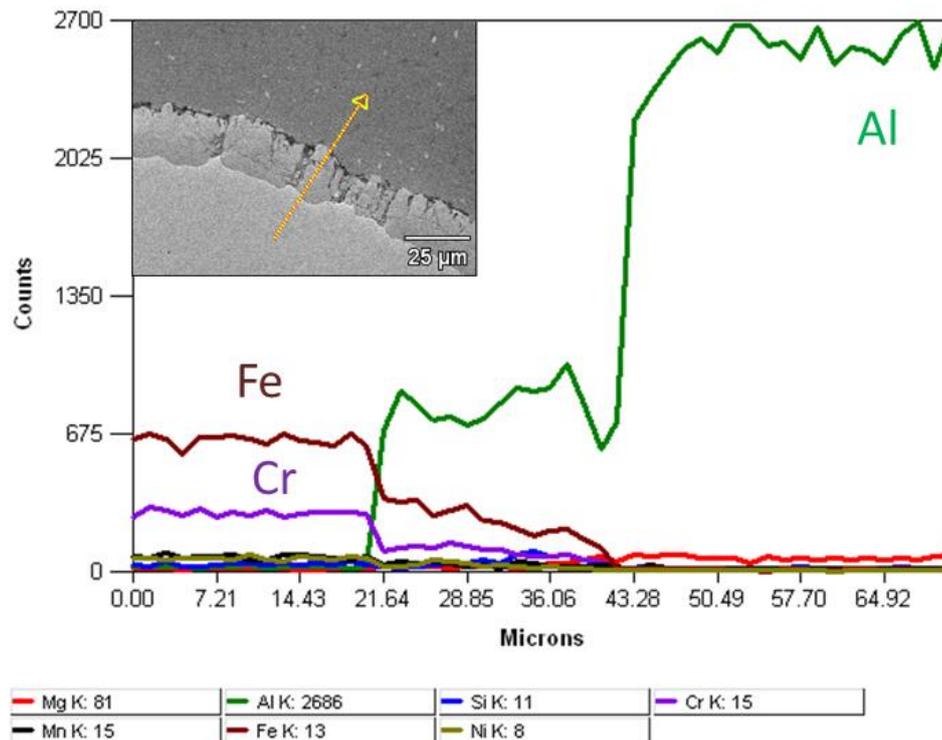


Abbildung 5.6

EDX-Linienscan über die Grenzfläche nach 24 h Lösungsglühdauer (vgl. Abbildung 5.5)

Quantitative Untersuchungen

Der quantitative Einfluss der beobachteten Diffusionsschichtbildung auf die Grenzflächenscherfestigkeit ist in Abbildung 5.7 zusammen mit der im Profil, mit hinreichendem Abstand zur Grenzfläche, gemessenen Matrixhärte aufgetragen.

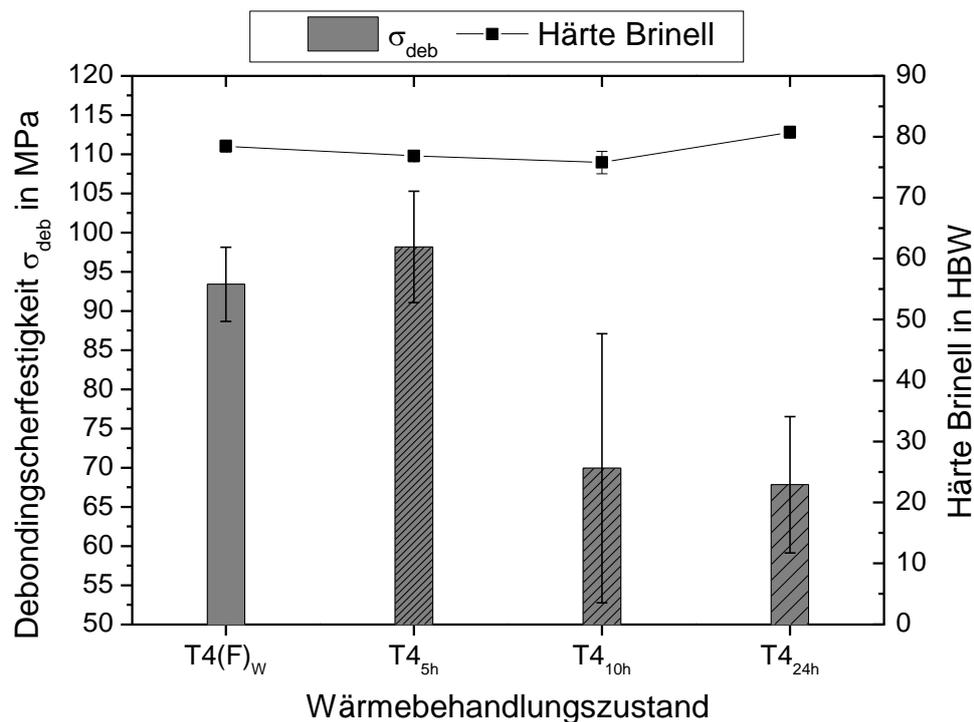


Abbildung 5.7

Entwicklung der Debondingscherfestigkeit und Matrixhärte zwischen den Verstärkungselementen über die Lösungsglühdauer

Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, bleibt der Wärmebehandlungszustand T4, der Matrixhärte nach, erhalten. Die Proben unterscheiden sich also augenscheinlich lediglich bezüglich der Diffusionsschichtdicke. Wie zu erkennen ist, erreicht die Grenzflächenscherfestigkeit ein Maximum bei fünfstündiger Auslagerung bei 530 °C und einer mittleren Diffusionsschichtdicke von 3 μm . Danach kommt es zu einem drastischen Abfall der gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit und Anstieg der Streuung mit steigender Lösungsglühdauer. Da der T4_{5h} Zustand im Schnitt eine 5 % höhere Grenzflächenfestigkeit aufweist als der Referenzzustand T4, wird dieser als Vergleichszustand mit „optimierter“ Grenzfläche in den weiteren Untersuchungen betrachtet werden. Längere Lösungsglühdauern führen zu einer massiven Verschlechterung der Grenzflächeneigenschaften und werden im Folgenden nicht weiter betrachtet.

5.1.4 Einfluss des Wärmebehandlungszustandes

Zusätzlich zu den bereits vorgestellten Untersuchungen wurde der Einfluss üblicher Wärmebehandlungsmethoden zur Festigkeitssteigerung der Matrix auf die Grenzfläche und den Verbund untersucht. Hierzu wurde zusätzlich zu den T4-Zuständen, ein T6-Zustand und ein T8-Zustand hergestellt (vgl. Kapitel 3.1.4). Zunächst wird die Grenzfläche qualitativ anhand metallographischer Aufnahmen sowie hochauflösender transmissionselektronenmikroskopischer Aufnahmen in den Wärmebehandlungszuständen betrachtet und die Diffusionspfade der Hauptlegierungselemente über die Grenzfläche hinweg mittels EDX-Linienscans bestimmt. Abschließend folgen quantitative Ergebnisse, welche mittels Mikrohärtmessung, Push-Out-Versuchen, sowie Zugversuchen in radialer Richtung zur Grenzfläche gewonnen wurden. In Kapitel 5.3.1 werden dann hierzu ergänzend die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch betrachtet.

Abbildung 5.8 bis Abbildung 5.10 geben einen Überblick über die Ausbildung der Grenzfläche in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen und erlauben eine qualitative Bewertung der Einbettung der Verstärkungselemente.

Abbildung 5.8 zeigt den Grenzflächenzustand nach fünfstündiger Auslagerung bei Lösungsglüh-temperatur $T_{4_{5h}}$. Wie bereits in Abbildung 5.4 festgestellt, ist eine Diffusionsschicht mit einer Schichtdicke von im Mittel ca. $3\ \mu\text{m}$ zu erkennen. Vereinzelt kommt es hier zur Ausbildung von Fehlstellen in Form von Poren entlang des Verstärkungselementumfangs. Es kann allerdings nicht ausgeschlossen werden, dass die metallographische Präparation hier zum partiellen Herauslösen von Teilen der Grenzschicht geführt hat und es sich dementsprechend um Ausbrüche entlang der Grenzfläche handelt. Die Ausbildung der Diffusionsschicht ist dabei leicht unregelmäßig mit einer wellenförmigen Struktur in Richtung Matrix ausgebildet, bleibt dabei aber über den Umfang bis auf die angesprochenen vereinzelt auftretenden Fehlstellen spaltfrei und bestätigt die in Kapitel 5.1.3 festgestellte gute Grenzflächenanbindung.

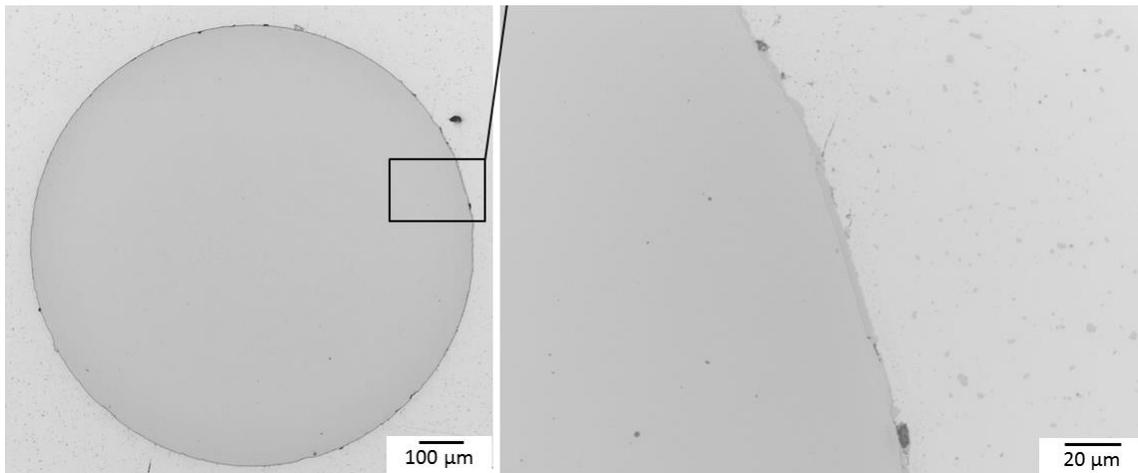


Abbildung 5.8

Querschliff des T4_{5h} Zustand ($T_L = 530\text{ °C}$, $t_L = 5\text{ h}$)

Abbildung 5.9 zeigt die Einbettung im Zustand T6. Auch hier ist eine spaltfreie Einbettung der Verstärkungselemente in der Matrix zu verzeichnen. Teilweise werden Verformungen bzw. Fehlstellen in Form von Schädstellen am Drahtumfang beobachtet und können auch hier der Reibbeanspruchung bei der Zuführung der Drähte während des Verbundstrangpressens zugeordnet werden und sind nicht spezifisch der Wärmebehandlung zuzuordnen.

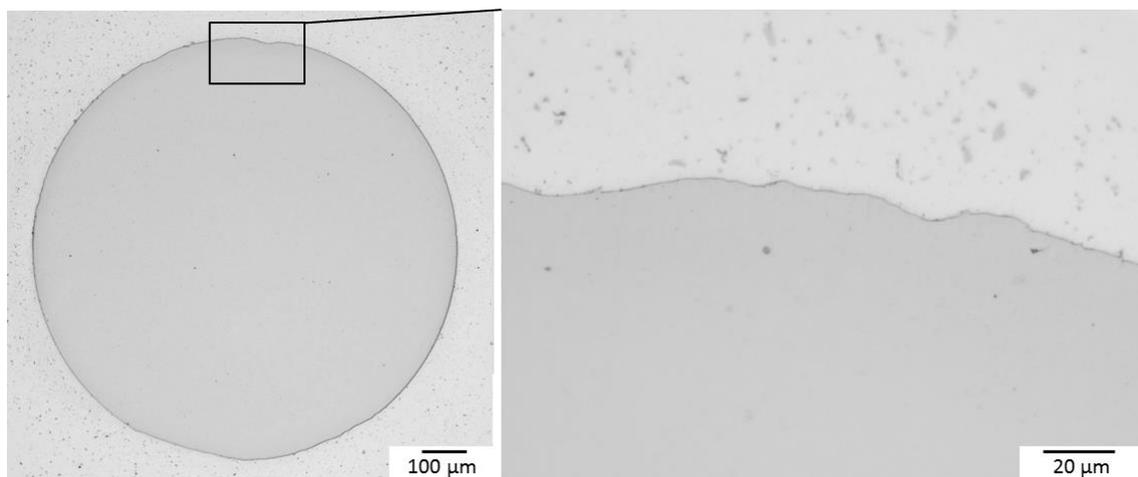


Abbildung 5.9

Querschliff des T6 Zustand (Abgeschreckt an der Presse + $T_A = 185\text{ °C}$, $t_A = 5\text{ h}$)

Eine Änderung der Ausscheidungsmorphologie bzw. -verteilung durch die Wärmebehandlung konnte mikroskopisch nicht festgestellt werden.

Abbildung 5.10 zeigt den gereckten und warmausgelagerten Zustand T8. Der Draht ist hier zwar auch überwiegend spaltfrei eingebettet, zeigt aber partiell deutliche Fehlstellen an der Grenzfläche, wie die Vergrößerung zeigt. Es ist davon auszugehen, dass diese Fehlstellen aus dem Reckprozess resultieren, welcher somit eine Vorschädigung in die Grenzfläche einbringt.

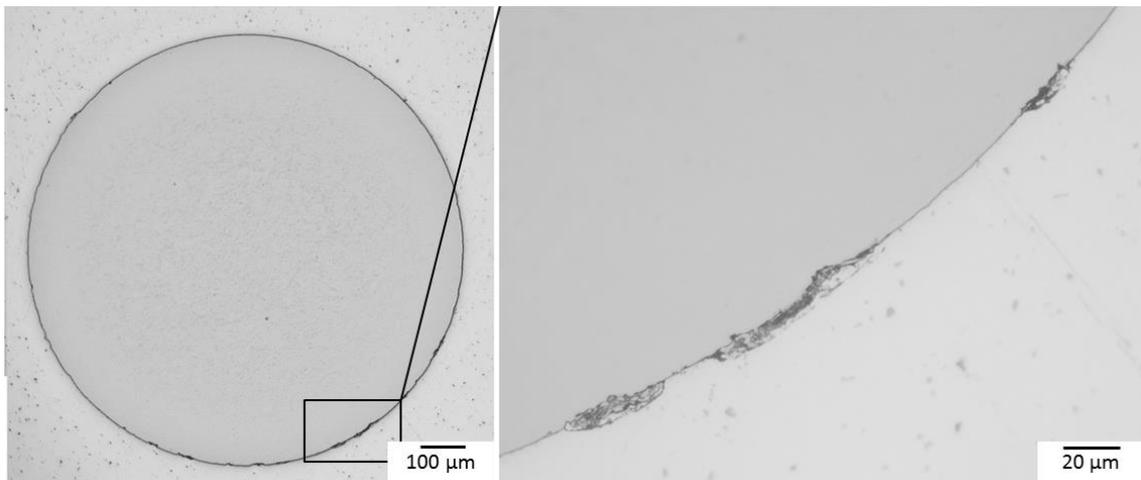


Abbildung 5.10

Querschliff des T8 Zustand ($T_L = 530 \text{ °C}$, $t_L = 1 \text{ h} + \phi = 0,6 \%$ + $T_A = 185 \text{ °C}$, $t_A = 5 \text{ h}$)

Gefüge in den Wärmebehandlungszuständen T4_{5h}, T6 und T8

Abbildung 5.11 zeigt das Gefüge des T6 Zustands (links) und das des T4_{5h}-Zustands (rechts). Das Gefüge des T6-Zustands entspricht dabei dem des T4-Zustandes (vgl. Kapitel 5.1.1). Die Matrix zeigt sich feinkörnig mit einer um das Verstärkungselement feiner werdenden Kornstruktur. Das Gefüge des Ausgangszustandes bleibt demnach auch nach der Warmauslagerung erhalten. Der T4_{5h} Zustand zeigt im Gegensatz dazu eine deutliche Kornvergrößerung.

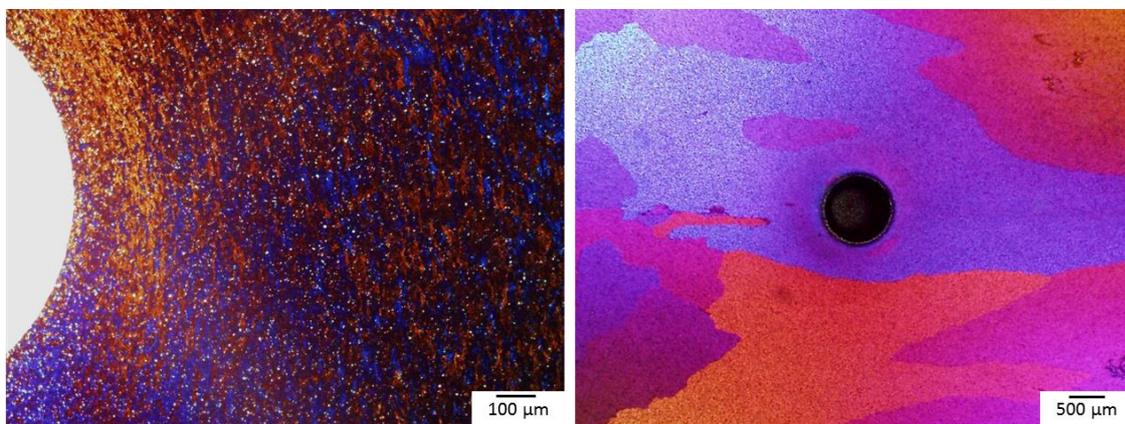


Abbildung 5.11

Barker-Ätzung des T6 Zustands (links) und des T4_{5h}-Zustands (rechts)

Abbildung 5.12 zeigt einen Querschliff des Wärmebehandlungszustand T8. Auch hier führt das nachträgliche Lösungsglühen, wenn auch mit einer deutlich kürzeren Glühdauer, zu einem ähnlich groben Gefüge wie bei T4_{5h}. Im Detail wird jedoch sichtbar, dass an der Draht-Matrix-Grenzfläche ein feinkörniger Kornsaum bestehen bleibt.

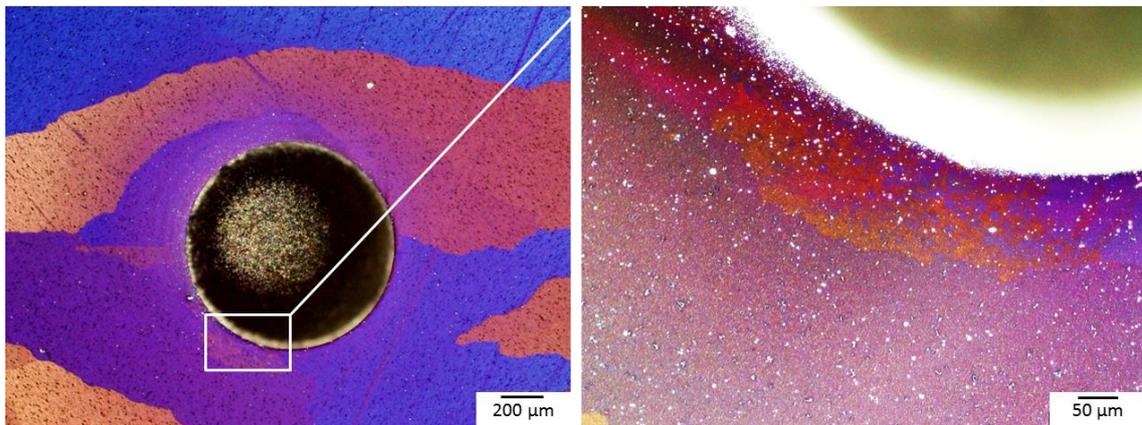


Abbildung 5.12

Barker-Ätzung des T8 Zustandes: Übersicht (links) und Vergrößerung (rechts)

Versetzungsmorphologie und Diffusionswege

Zur mikrostrukturellen Charakterisierung des Grenzflächenzustandes nach den Wärmebehandlungen im Mikro- und Nanometerbereich wurden transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen begleitet durch EDX-Analysen mit einer Auflösungsgenauigkeit von 1 nm durchgeführt. Da sich aufgrund der spröden Grenzschichtbildung im T4_{5h} die Präparation einer FIB-Lamelle nicht bewerkstelligen ließ, werden im Folgenden nur die Zustände T4_L, T4, T6 und T8 betrachtet. Die betrachteten EDX-Linienscans über die Grenzfläche hinweg stehen jeweils repräsentativ für mindestens zwei Messungen pro Probe.

Abbildung 5.13 zeigt die Grenzfläche zwischen Aluminiummatrix (links) und Draht (rechts) im Zustand T4_L, d.h. nach Luftabschreckung an der Presse. Der EDX-Linienscan zeigt dabei die Diffusion von Fe, Cr und Ni in Richtung Aluminiummatrix mit einer Eindringtiefe von ca. 60 nm. Cr und Mg zeigen hier ein auffälliges Verhalten und weisen lediglich genau an der Grenzfläche Konzentrationspeaks auf, welche mit einem Al-Peak zusammenfallen. Zudem wird an Stellen hoher Cr-Konzentration jeweils ein Minimum an Fe verzeichnet und umgekehrt, was für die Substitution von Fe und Cr spricht. Abbildung 5.14 zeigt die Grenzfläche im Ausgangszustand T4, also nach Wasserabschreckung an der Presse. Die Aufnahmen zeigen

die Grenzfläche im Dunkelfeld, das bedeutet der Draht befindet sich in der Abbildung auf der linken Seite (hell), die Aluminiummatrix rechts (dunkel). Die Grenzfläche erscheint hier, analog zu den metallographischen Untersuchungen, auch im Nanometerbereich sehr glatt. Die gemessenen EDX-Linienscans zeigen hier unterschiedliche Diffusionswege je nach Element an. Während Ni lediglich Diffusionswege von etwa 20 nm aufweist, kann Fe auch im Abstand von etwa 40 nm von der Grenzfläche im Aluminium nachgewiesen werden.

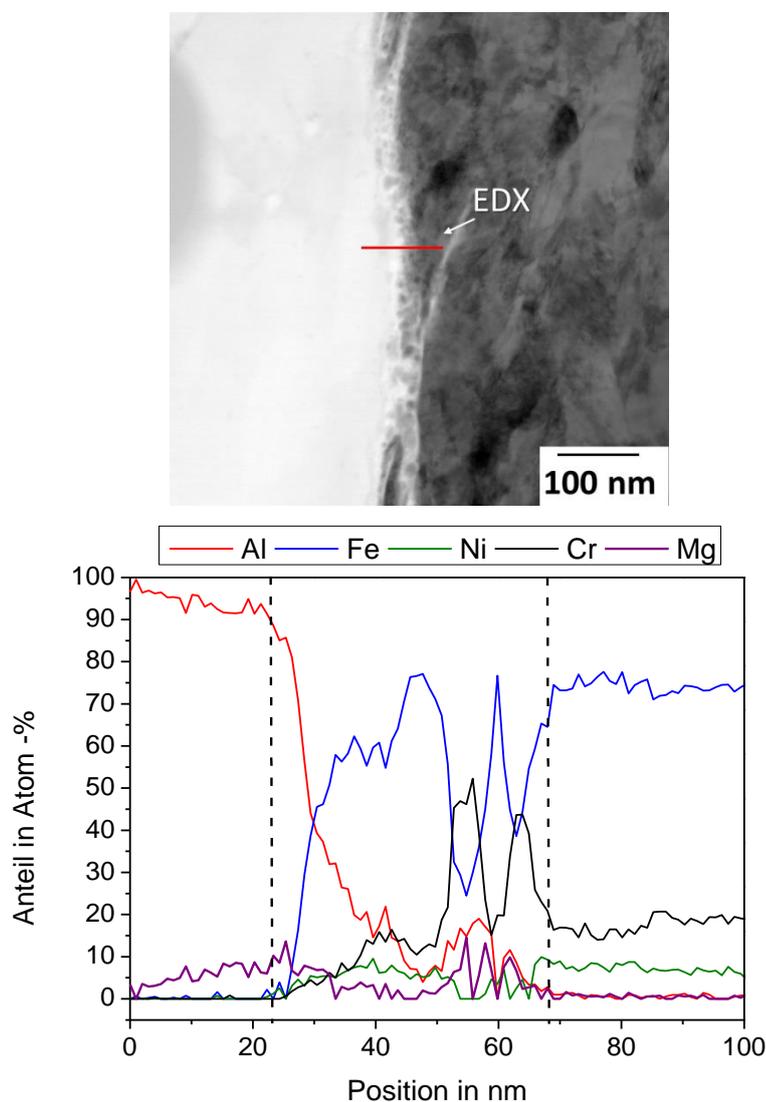


Abbildung 5.13

Grenzfläche im TEM (Hellfeld) des T_{4L} Wärmebehandlungszustand und zugehöriger EDX-Linienscan (gestrichelte Linie = Breite der Diffusionszone)

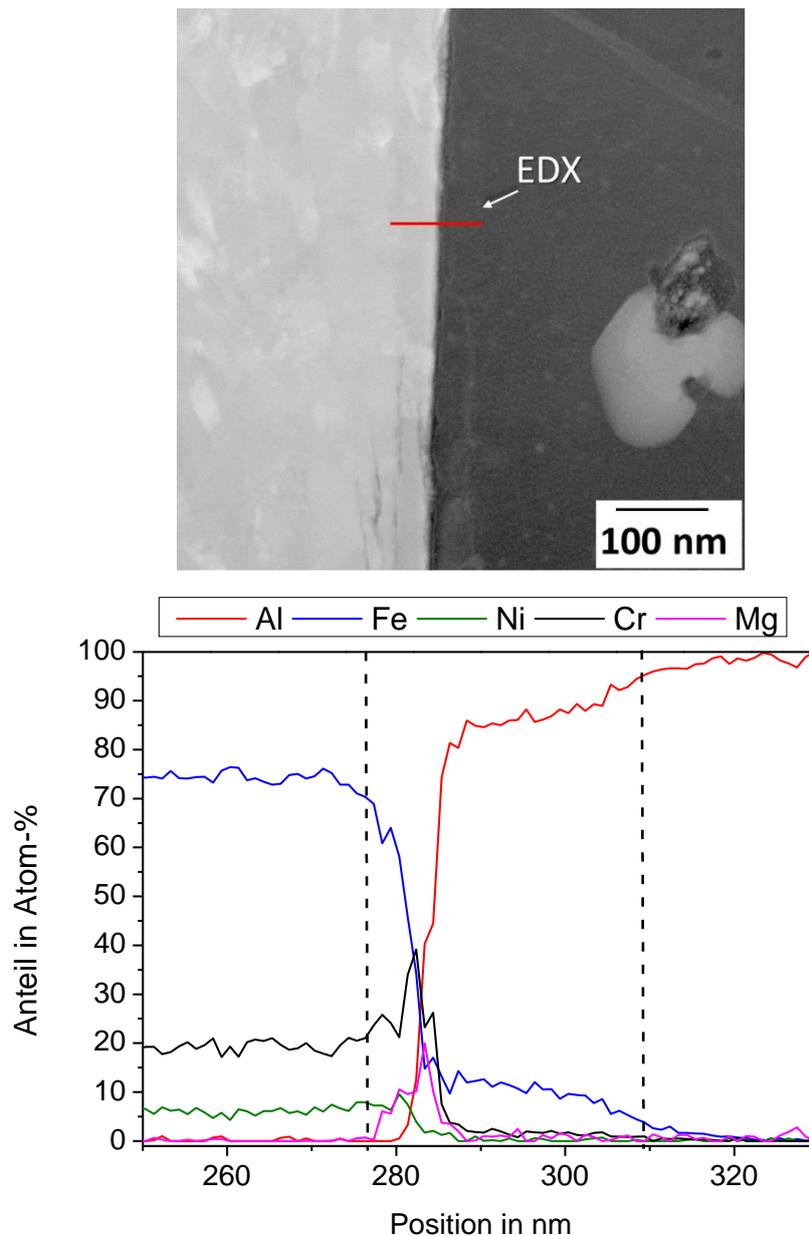


Abbildung 5.14

Grenzfläche im TEM (Dunkelfeld) des T4 Wärmebehandlungszustand und zugehöriger EDX-Linienscan (gestrichelte Linie = Breite der Diffusionszone)

Abbildung 5.15 zeigt die Grenzfläche des T6 Zustandes im Dunkelfeld. Hier kann eine deutlich gradierte Grenzfläche erkannt werden. Die Diffusionszone erstreckt sich in einem Bereich von etwa 25- 30 nm, wobei auch hier Fe die weitesten Diffusionswege aufzeigt und Mg ein deutliches Maximum in der Mitte der Diffusionszone aufzeigt. Es zeigt sich eine perl-schnurartige Anordnung von Partikeln genau entlang der Draht-Matrix-

Grenzfläche, wobei mit zunehmendem Abstand zur Grenzfläche diese Partikel mit abnehmender Dichte und unregelmäßigerer Verteilung vorgefunden werden. Die EDX-Analysen zeigen, dass in dieser Zone eine erhöhte Mg-Konzentration vorliegt.

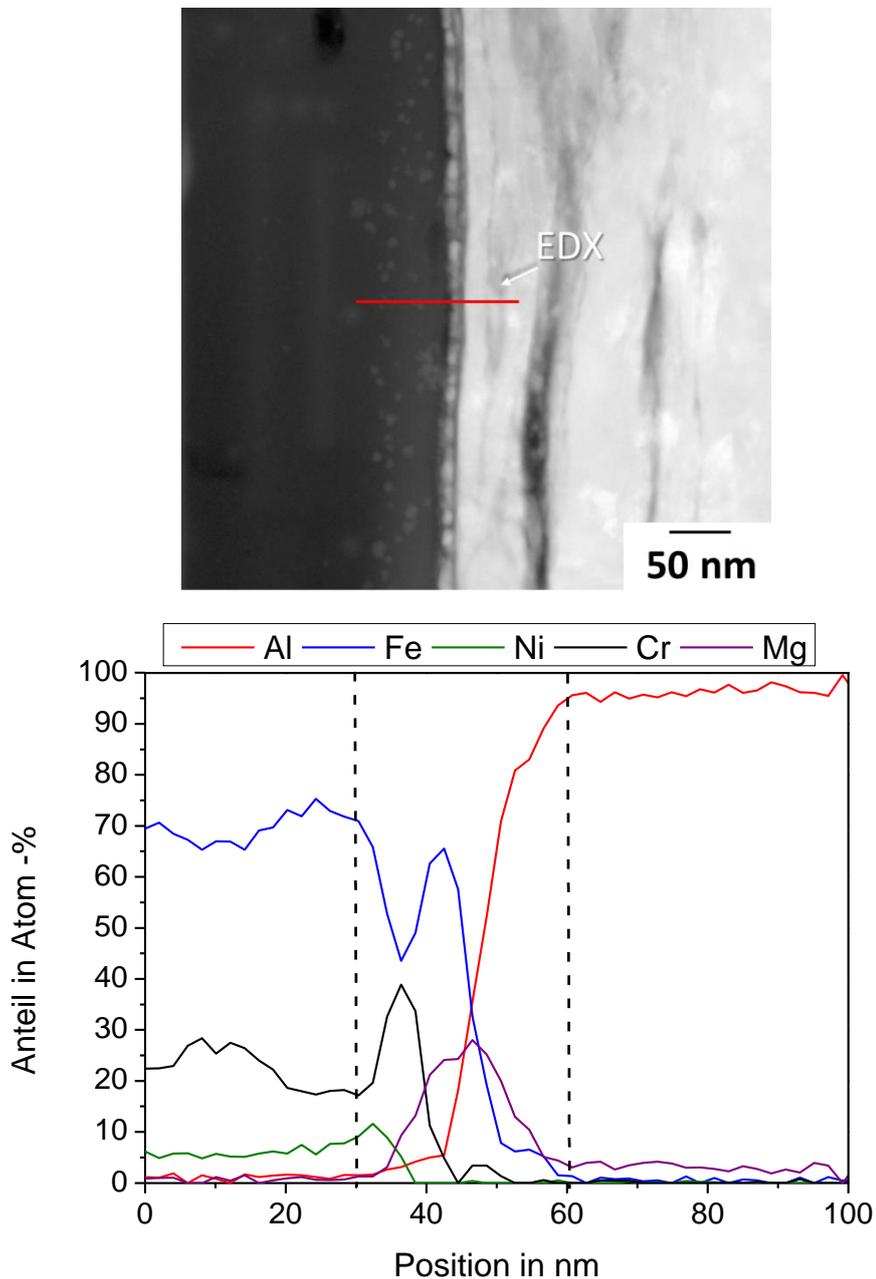


Abbildung 5.15

Grenzfläche im TEM (Dunkelfeld) des T6 Wärmebehandlungszustand und zugehöriger EDX-Linienscan (gestrichelte Linie = Breite der Diffusionszone)

Abbildung 5.16 zeigt hierzu das Spektrum der EDX-Analyse aus einer Messung in dieser Partikelzone. Neben Mg lassen sich auch Spuren von Si, sowie Cu, K und Ca nachweisen. Aufgrund der Nähe zum Federstahldraht zeigen sich ebenfalls hohe Anteile an Fe, Cr und Ni. In weiterem Abstand zeigen die Partikel im Vergleich zur Aluminiummatrix nur noch einen erhöhten Cr-Anteil (Abbildung 5.17). Die gemessenen Ga-Anteile sind auf die FIB-Präparation mittels Ga-Ionen zurückzuführen.

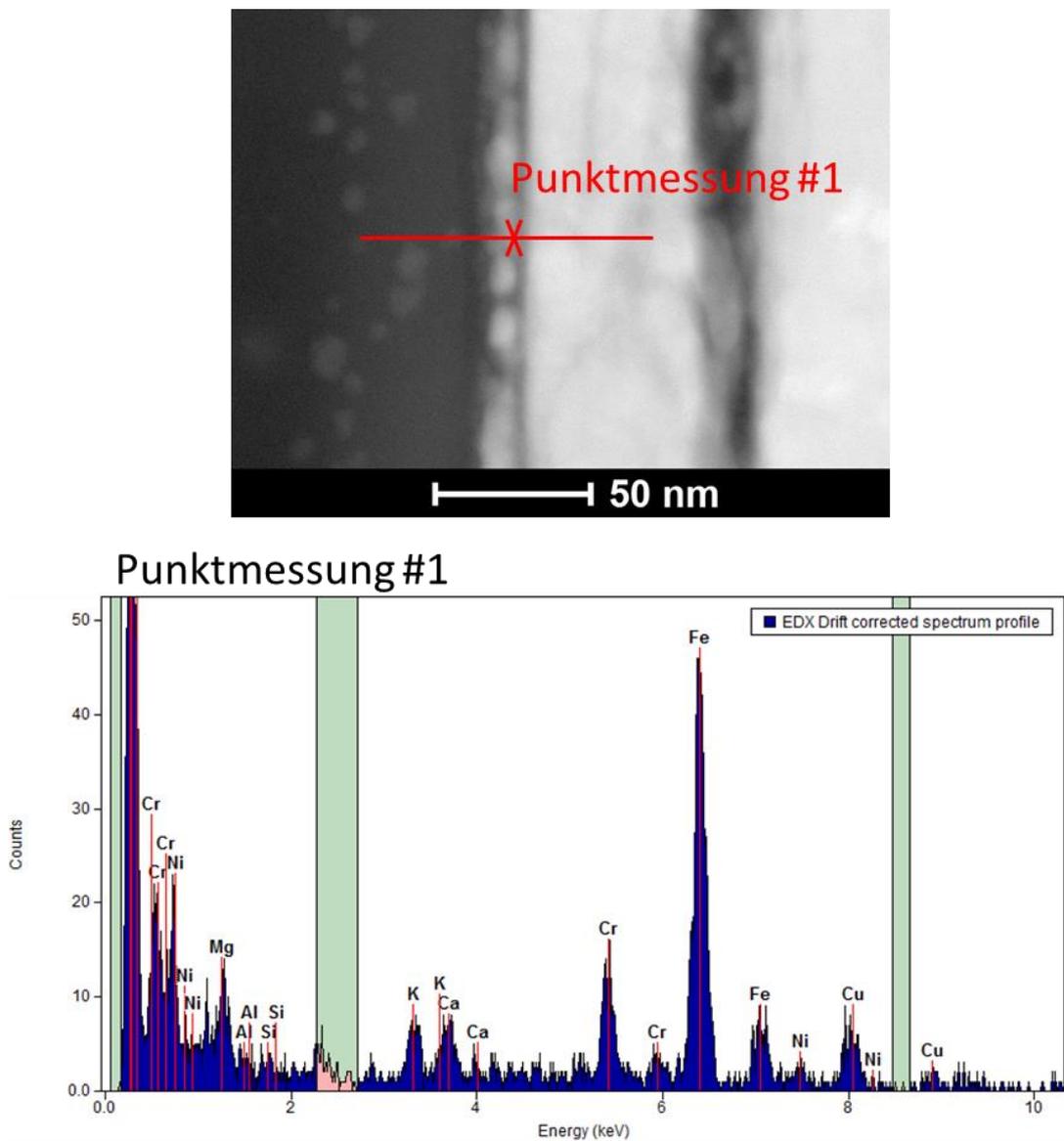


Abbildung 5.16

Punktmessung aus EDX-Linienescan an den Grenzflächenpartikeln im Wärmebehandlungszustand T6 (vgl. Abbildung 5.15)

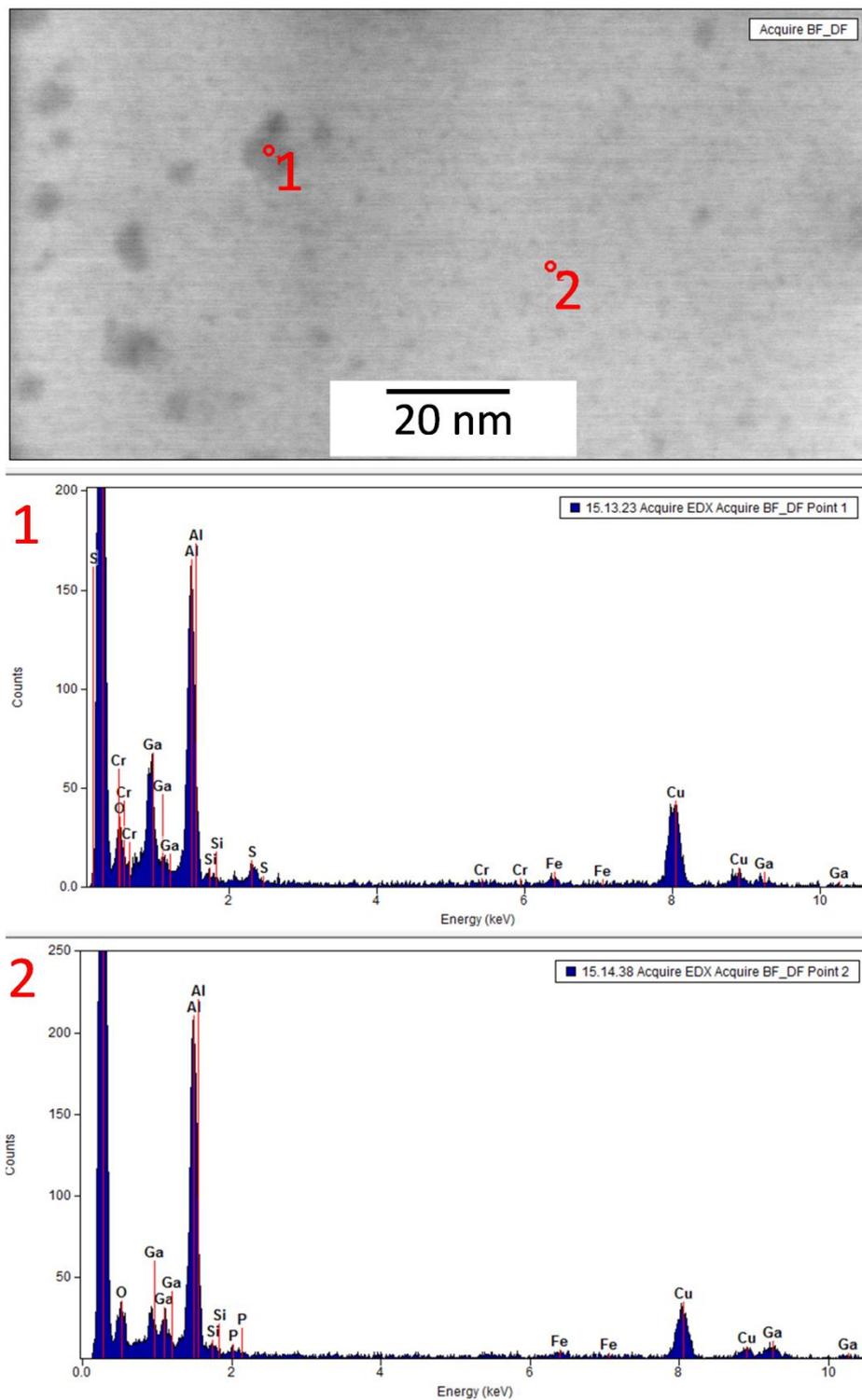


Abbildung 5.17

Punktanalyse eines Partikels in Grenzflächennähe und Punktanalyse der Aluminiummatrix (1) in der Umgebung (2) im Wärmebehandlungszustand T6

Abbildung 5.18 zeigt eine Aufnahme der Grenzfläche im Zustand T8.

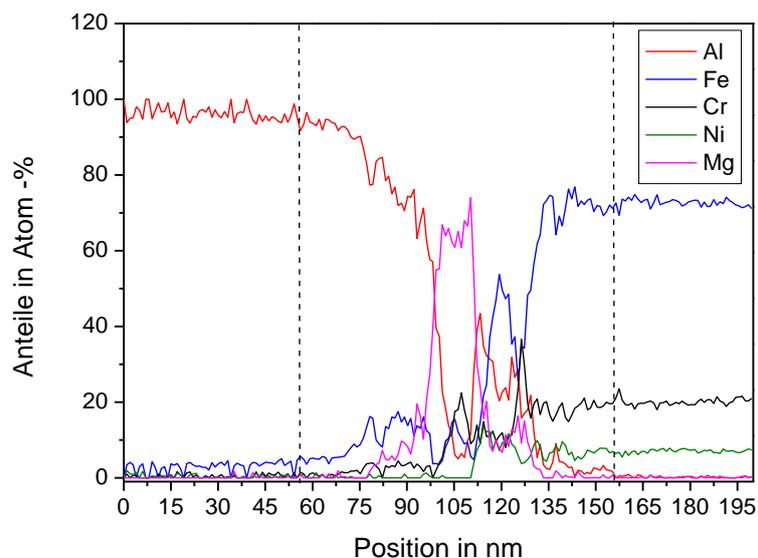
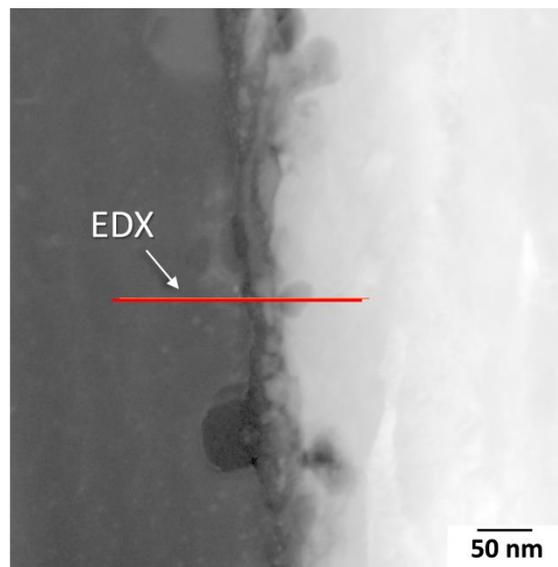


Abbildung 5.18

Grenzfläche im TEM (Dunkelfeld) des T8 Wärmebehandlungszustand und zugehöriger EDX-Linienscan (gestrichelte Linie = Breite der Diffusionszone)

Auch hier sind, analog zu den lichtmikroskopischen Aufnahmen, Grenzflächenschädigungen durch den Reckprozess zu erkennen. Zudem ist eine deutliche breitere Diffusionszone, im Vergleich zu den restlichen Wärmebehandlungszuständen, zu erkennen. Dies wird durch die EDX-Linienscans, welche eine Diffusionszone von bis zu 100 nm aufzeigen, verdeutlicht. Des Weiteren kann auch hier ein Mg-Peak in Grenzflächennähe verzeichnet

werden, mit einer feinen Partikel Ausbildung. EDX-Punktmessungen weisen im Vergleich zur angrenzenden Matrix einen erhöhten Anteil von Fe, Cr, Ni und Mg auf (vgl. Abbildung 5.19).

Des Weiteren kann entlang der Grenzfläche eine Reihe größerer Partikel festgestellt werden, welche nach EDX-Analysen aus Fe, Cr und Mn in höherer Konzentration aufweisen (vgl. Abbildung 5.20).

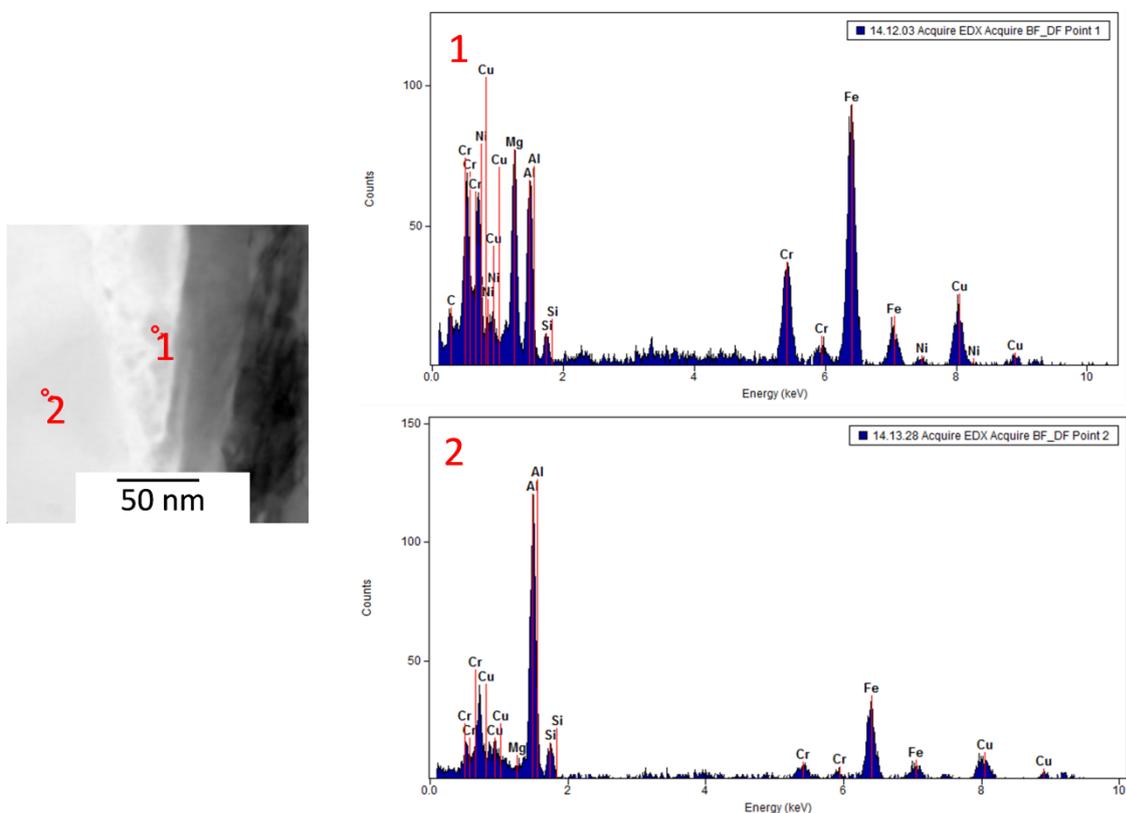


Abbildung 5.19

EDX-Punktmessungen an feinen Partikeln in der Grenzfläche (1) und umgebender Matrix (2) im Wärmebehandlungszustand T8

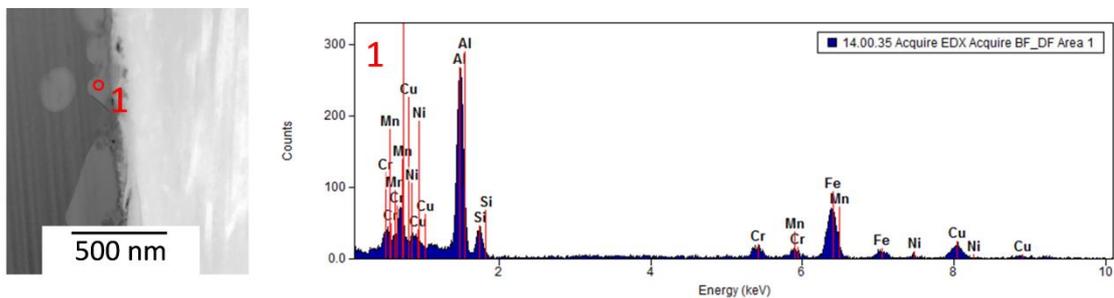


Abbildung 5.20

EDX-Analyse eines groben Partikels an der Grenzfläche im Wärmebehandlungszustand T8

Mikrohärteprüfung

Zur Bestimmung des Mikrohärteverlaufs (Abbildung 5.21) wurden, beginnend bei einem Abstand von 5 μm von der Grenzfläche, Mikrohärteeindrücke (HV0,01) vermessen und bis zu einem Abstand von 300 μm ausgewertet. In allen Wärmebehandlungszuständen sind an der Grenzfläche, im Abstand von ca. 5 μm von der Grenzfläche, deutlich höhere Härtewerte als im Grundmaterial zu verzeichnen. Zustand T6 und T8 weisen hier die höchsten Härtewerte auf mit 176 bzw. 177 HV0,01. Der T4_{5h}-Zustand zeigt hier 165 HV0,01, während der T4 Zustand erwartungsgemäß die niedrigste Härte mit 121 HV0,01 zeigt. In 10 μm Abstand zur Grenzfläche kommt es dann zu einem Abfall der Härtewerte, welche dann auf konstantem Niveau bleiben und entsprechen den erwarteten Werten für die Matrix im jeweiligen Wärmebehandlungszustand. Der T8 Zustand zeigt hier erwartungsgemäß die höchste Härte mit einem Niveau bei ca. 135 HV0,01, der T6-Zustand liegt im Bereich von ca. 100 HV0,01, während im T4 und T4_{5h} – Zustand in der Matrix ähnliche Mikrohärten im Bereich um ca. 90 HV0,01 festgestellt werden.

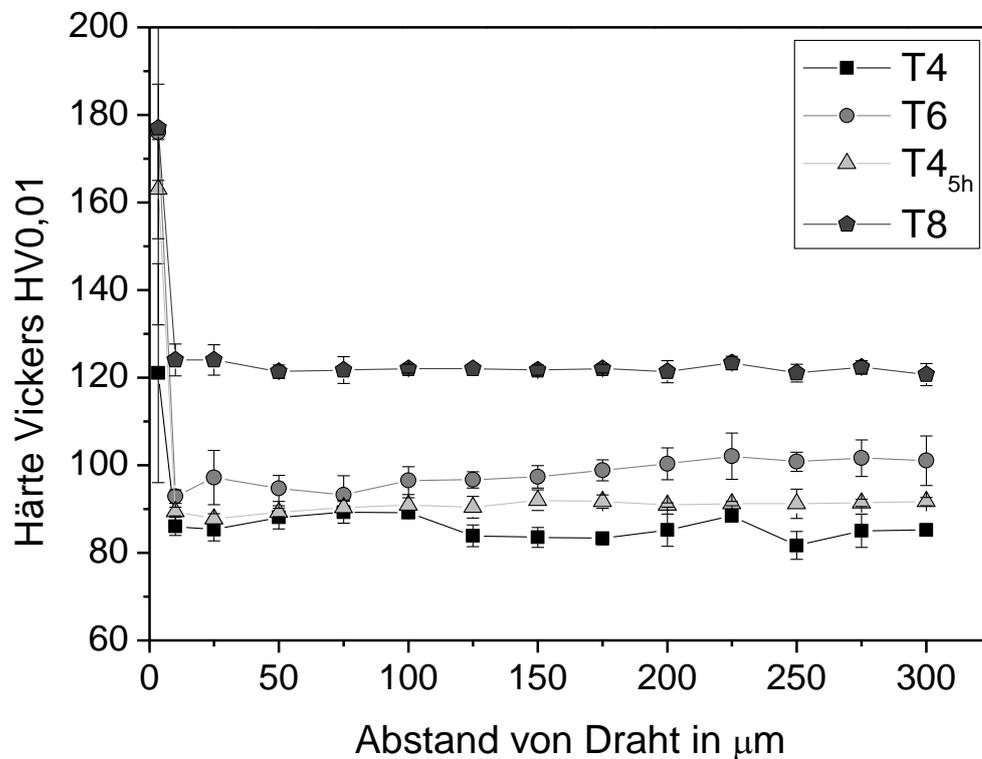


Abbildung 5.21

Mikrohärteverlauf in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes

Push-Out-Versuche

Abbildung 5.22 zeigt exemplarisch die Kraft-Eindring-Verläufe bei Push-Out-Versuchen an Proben aus den untersuchten Wärmebehandlungszuständen. Dabei ist zunächst ein steiler linearer Bereich zu erkennen, der der elastischen Verformung der Matrix während der Beanspruchung entspricht. Danach flacht die Kurve je nach Wärmebehandlungszustand mehr oder weniger stark ab, wobei der Übergangspunkt zwischen den Bereichen den Beginn der Grenzflächenschädigung ($\sigma_{\text{Deb,ini}}$) markiert. Nach Erreichen des Kraftmaximums erfolgt ein Kraftabfall, der in einen relativ flachen Bereich mündet, welcher das reibungskontrollierte Herausdrücken des nun vollständig abgelösten Verstärkungselementes beschreibt.

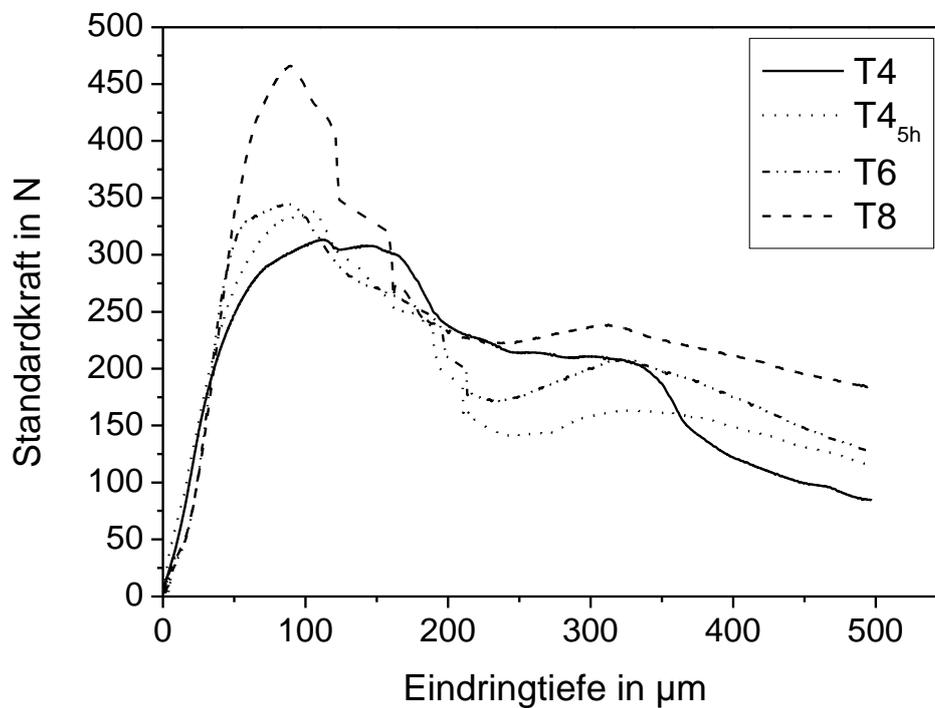


Abbildung 5.22

Exemplarische Push-Out-Kurven für die untersuchten Wärmebehandlungszustände T4, T4_{5h}, T6 und T8

Abbildung 5.23 zeigt die nach Gleichung 2.3 ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen T4, T4_{5h}, T6 und T8 [Ave13]. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, erreichen die warmausgelagerten Zustände (T6 und T8) deutlich höhere Grenzflächenscherfestigkeiten, wobei der T8 Zustand die höchste Grenzflächenscherfestigkeit erreicht.

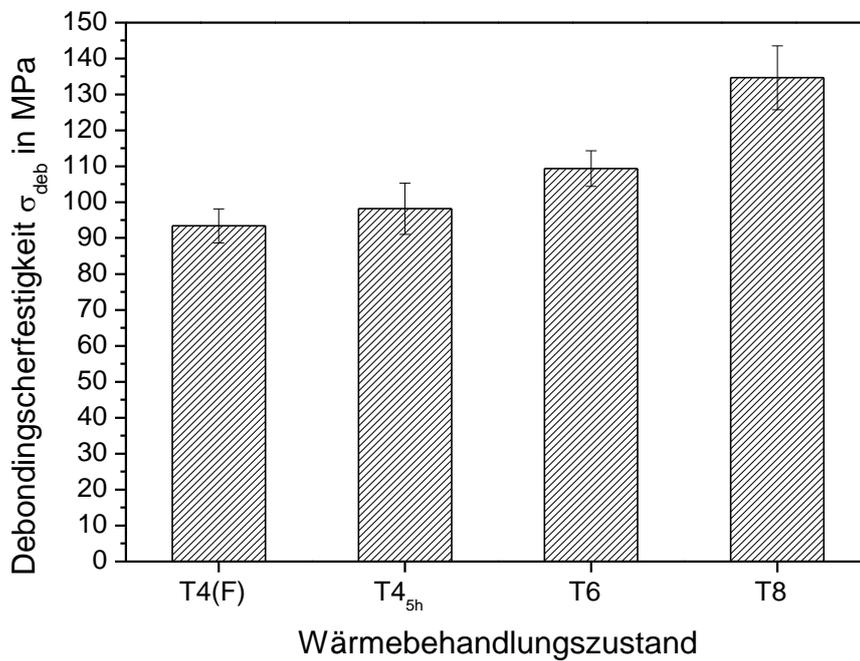


Abbildung 5.23

Gemessene Grenzflächenscherfestigkeiten σ_{deb} in den Wärmebehandlungszuständen T4(F), T4_{5h}, T6 und T8

Tabelle 5.1 gibt einen Überblick über die ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten und die Härte der Profilmatrix in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen. Es ist ersichtlich, dass die höchsten Debondingscherfestigkeiten bei maximaler Matrixhärte (Festigkeit) auftreten.

Tabelle 5.1 Gemessene Debondingscherfestigkeiten [Ave13] und Matrixhärten (Brinell)

	σ_{Deb} [MPa]	HBW
T4(F)	93,39 ± 4,7	78,5 ± 1
T4_{5h}	98,15 ± 7,1	76,8 ± 0,9
T6	109,3 ± 5	97,6 ± 2,8
T8	134,6 ± 8,9	111,7 ± 2,6

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Zur Untersuchung der wärmebehandlungsspezifischen Unterschiede im Schädigungsverhalten wurden rasterelektronische Aufnahmen an geprüften Push-Out-Proben angefertigt. Im Wärmebehandlungszustand T4 zeigt sich eine sehr raue Oberfläche des Drahtes mit großflächigen Matrixanhaftungen auf dem Draht (Abbildung 5.24).

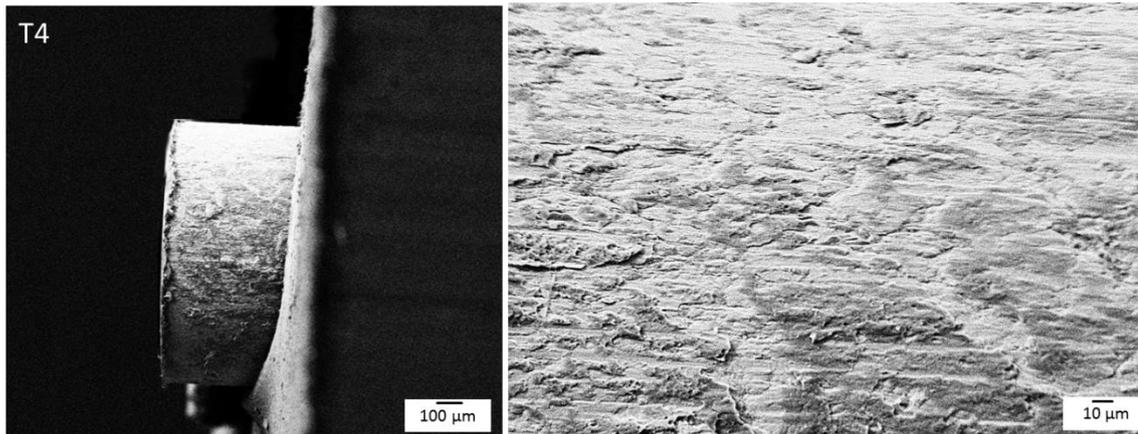


Abbildung 5.24

REM-Aufnahme einer T4-Probe nach Push-Out (links: Übersicht, rechts: Vergrößerung der Drahtoberfläche)

Der herausgedrückte Draht im T4_{5h}-Zustand zeigt eine sehr glatte Oberfläche und ist an einigen Stellen von einer sehr groben Schicht überlagert (vgl. Abbildung 5.25).

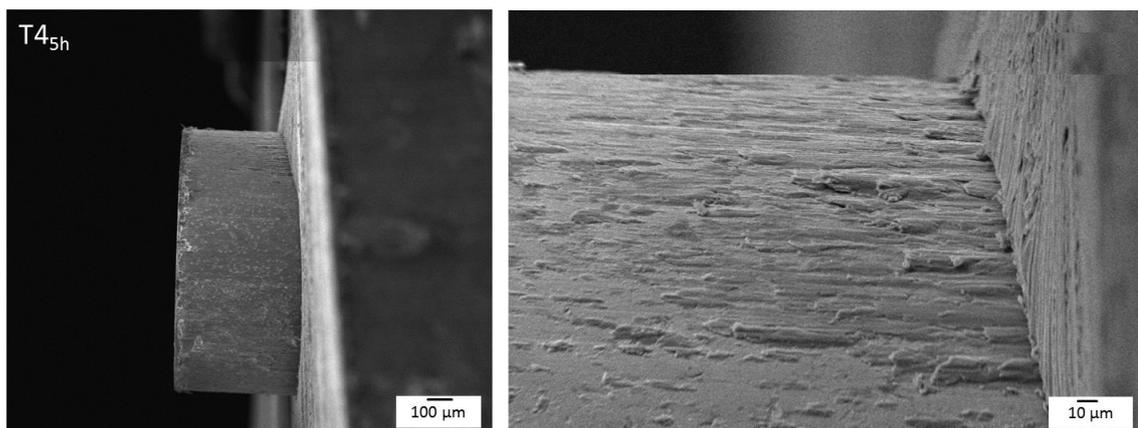


Abbildung 5.25

REM-Aufnahme einer T4_{5h}-Probe nach Push-Out (links: Übersicht, rechts: Vergrößerung der Drahtoberfläche)

Abbildung 5.26 zeigt hierzu exemplarische Punktmessungen an der groben Schicht und der glatten Drahtoberfläche. Auf der Drahtoberfläche zeigen EDX-Punktmessungen neben Anteilen von Al, Mg, Si aus der Matrix, ebenfalls einen hohen Anteil an Fe, Cr, Ni sowie Mn. Die festgestellte grobe Schicht besteht dagegen, laut EDX-Punktmessungen, ausschließlich aus Matrixmaterial.

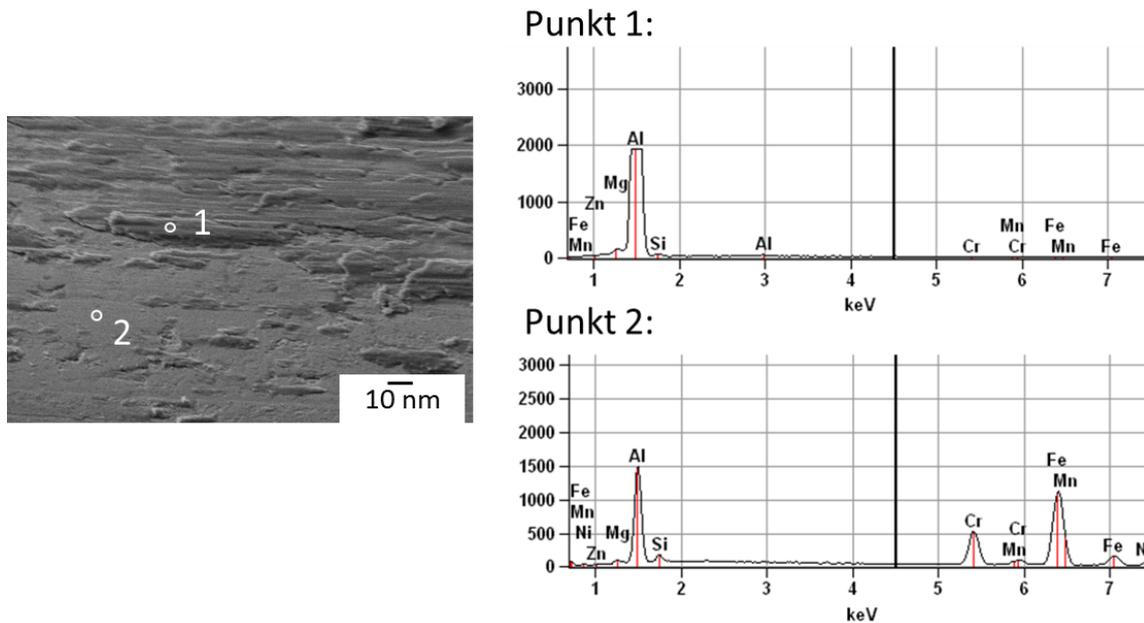


Abbildung 5.26

EDX-Punktmessungen auf anhaftender Schicht (1) und Drahtoberfläche (2) des Zustandes T4_{5h}

Im Zustand T6 können Matrixrückstände auf der Drahtoberfläche mit einer relativ feinen Struktur nachgewiesen werden, sowie deutlich erkennbare Riefen parallel zur Drahtachse auf (Abbildung 5.27).

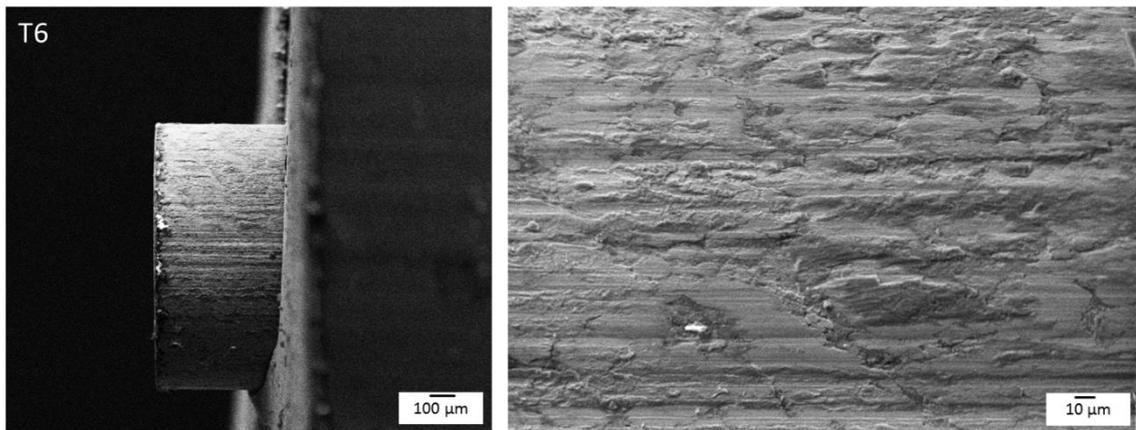


Abbildung 5.27

REM-Aufnahme einer T6-Probe nach Push-Out (links: Übersicht, rechts: Vergrößerung der Drahtoberfläche)

Der T8-Zustand (Abbildung 5.28) weist auf der Unterseite eine großflächige Anhaftung mit relativ grober Struktur auf, während die Oberseite sehr glatt ist. Auch hier sind Riefen auf der Oberfläche erkennbar. Laut EDX-Ergebnissen besteht die Anhaftung auf der Oberseite aus Matrixmaterial, während die übrige Oberfläche aus Drahtmaterial mit geringen Aluminiumanhaftungen besteht.

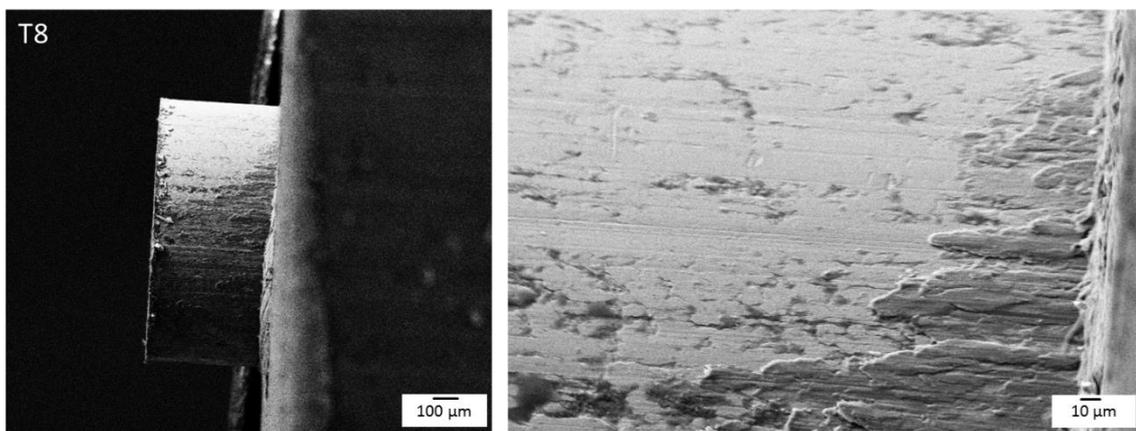


Abbildung 5.28

REM-Aufnahme einer T8-Probe nach Push-Out (links: Übersicht, rechts: Vergrößerung der Drahtoberfläche)

Untersuchung der Radialnormalfestigkeit

Zur Bestimmung der Radialnormalfestigkeiten in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen wurden Querkzugversuche an der Grenzfläche durchgeführt. Abbildung 5.29 zeigt exemplarisch die Spannungs-Weg-Verläufe in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen. Es ist ersichtlich, dass die niedrigsten Grenzflächennormalspannungen im Zustand T8 erreicht werden. Die vollständige Ablösung der Grenzfläche erfolgt hier bei einem Standardweg von 10 μm . Die Zustände T4 und T6 zeigen ein ähnliches Verhalten, wobei der T6-Zustand leicht höhere Normalspannungen erreicht und augenscheinlich eine geringe plastische Verformung vor kompletter Grenzflächenablösung bei 20 μm zeigt. Die höchsten Normalspannungen werden im Zustand T4_{5h} bei einer kompletten Grenzflächenablösung bei etwa 34 μm festgestellt. Auch hier kann vor Grenzflächenversagen ein Bereich plastischer Verformung vorgefunden werden.

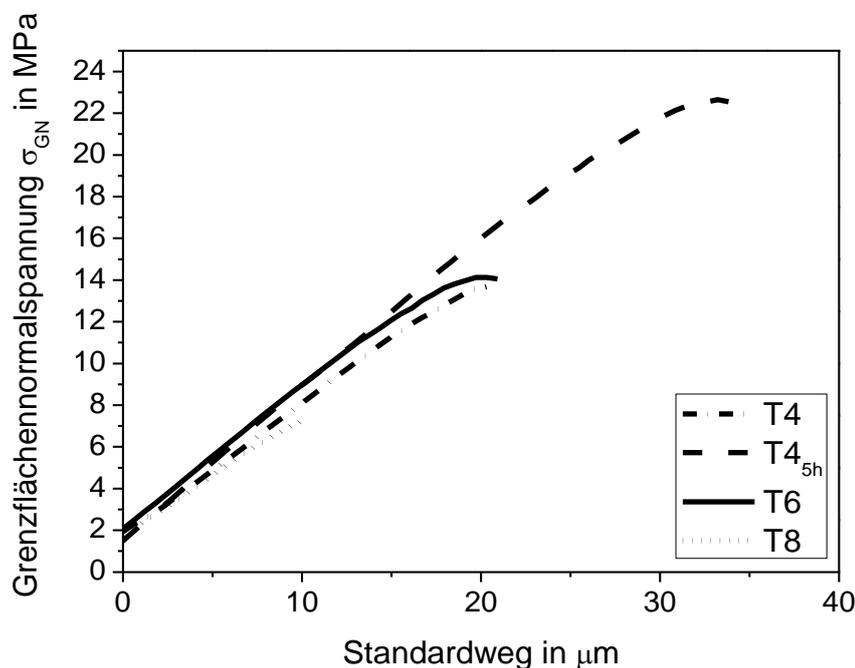


Abbildung 5.29

Verlauf der Grenzflächennormalspannung über gemessenen Maschinenweg in den Wärmebehandlungszuständen T4, T4_{5h}, T6 und T8

Abbildung 5.30 stellt die gemessenen Radialnormalfestigkeiten dar. Der Herstellungszustand T4 weist eine Radialnormalfestigkeit von etwa 11 MPa auf. Während die Wärmebehandlung nach T6 zu keiner Veränderung der Radialnormalfestigkeit führt, ist bei einer zusätzlichen Wärmebehandlung T4_{5h} ein Festigkeitsanstieg auf ca. 15 MPa zu beobachten. Im Wärmebehandlungszustand T8 ist die Grenzflächennormalfestigkeit auf ca. 6 MPa reduziert.

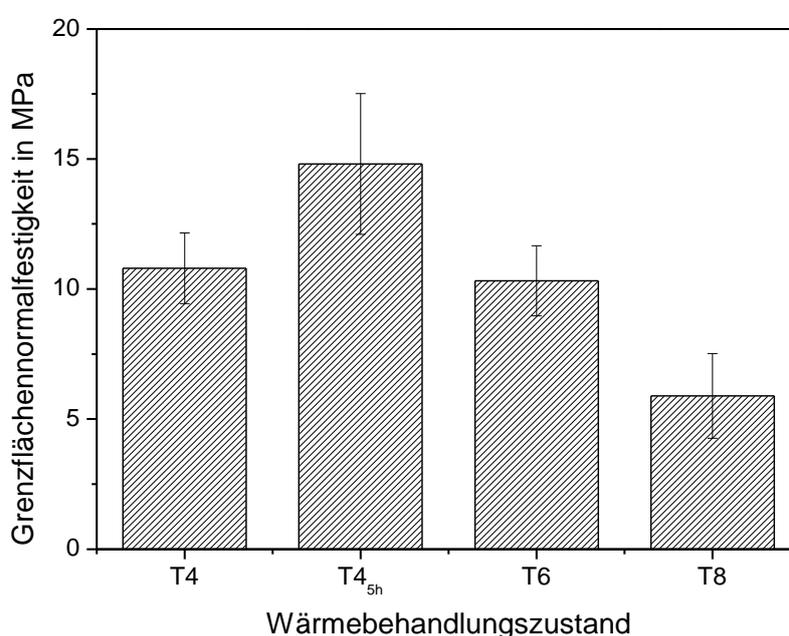


Abbildung 5.30

Auswertung der Grenzflächennormalspannung in den Wärmebehandlungszuständen T4, T4_{5h}, T6 und T8

Fraktographie der Bruchflächen

Zur Analyse der Grenzflächenschädigungsmechanismen bei der hier durchgeführten Normalbeanspruchung der Grenzfläche wurden REM-Untersuchungen an den Bruchflächen durchgeführt, welche durch EDX-Messungen ergänzt wurden.

Abbildung 5.31 zeigt die Drahtoberfläche nach durchgeführtem Radialnormalzugversuch. Auf allen Bruchflächen können Aluminiumanhaftungen

festgestellt werden. Im T4-Zustand (Abbildung 5.31 a)) sind qualitativ die meisten Anhaftungen (1) zu beobachten. Bruchwaben in den Aluminiumanhaftungen deuten auf eine plastische Verformung vor Ablösung hin. Im T4_{5h}-Zustand (Abbildung 5.31b)) sind relativ wenige Aluminiumanhaftungen zu erkennen, die Drahtoberfläche stellt sich Großteiles sehr glatt dar, allerdings konnten relativ viele und große Anhaftungen (2) festgestellt werden. Der T6-Zustand (Abbildung 5.31 c)) zeigt fraktographisch ein ähnliches Schädigungsbild wie der T4-Zustand. Über die gesamte Bruchfläche sind plastisch verformte Aluminiumanhaftungen (3) zu erkennen. Im Zustand T8 (Abbildung 5.31 d)) zeigen sich eher partikelförmige Aluminiumanhaftungen (4) auf dem Draht ohne nennenswerte Hinweise auf plastische Verformung.

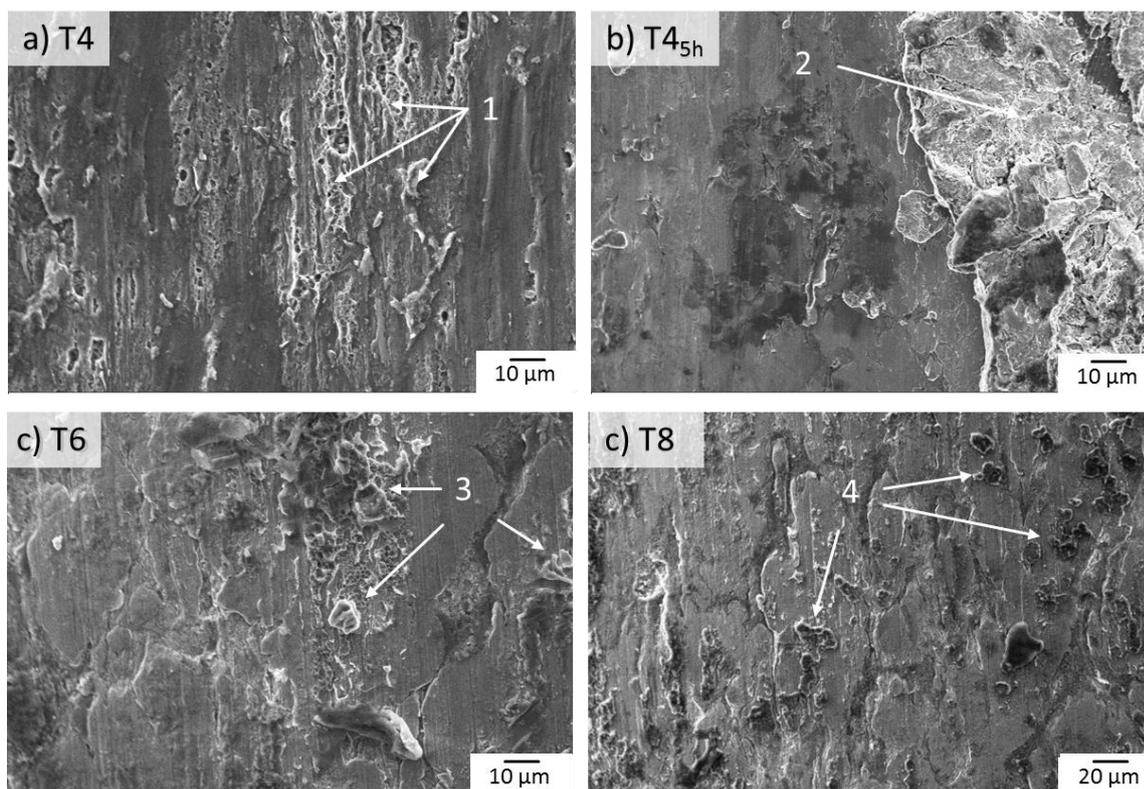


Abbildung 5.31

REM-Aufnahmen der Grenzfläche auf Drahtseite in den Wärmebehandlungszuständen:
a) T4 b) T4_{5h} c) T6 und d) T8

Abbildung 5.32 zeigt in analoger Weise die gegenüberliegende Bruchfläche auf Seiten der Matrix. Im T4-Zustand sind, wie auch auf der Drahtoberfläche, Spuren duktiler Verformung zu verzeichnen. Im T4_{5h}-Zustand sind kaum duktile Bruchwaben zu erkennen, dafür finden sich auch in der Matrix grobe Partikel (5+6), deren EDX-Analyse in Abbildung 5.33 dargestellt ist. Es handelt sich dabei um Al-, Fe-, Cr- und teilweise auch Mn-haltige Partikel.

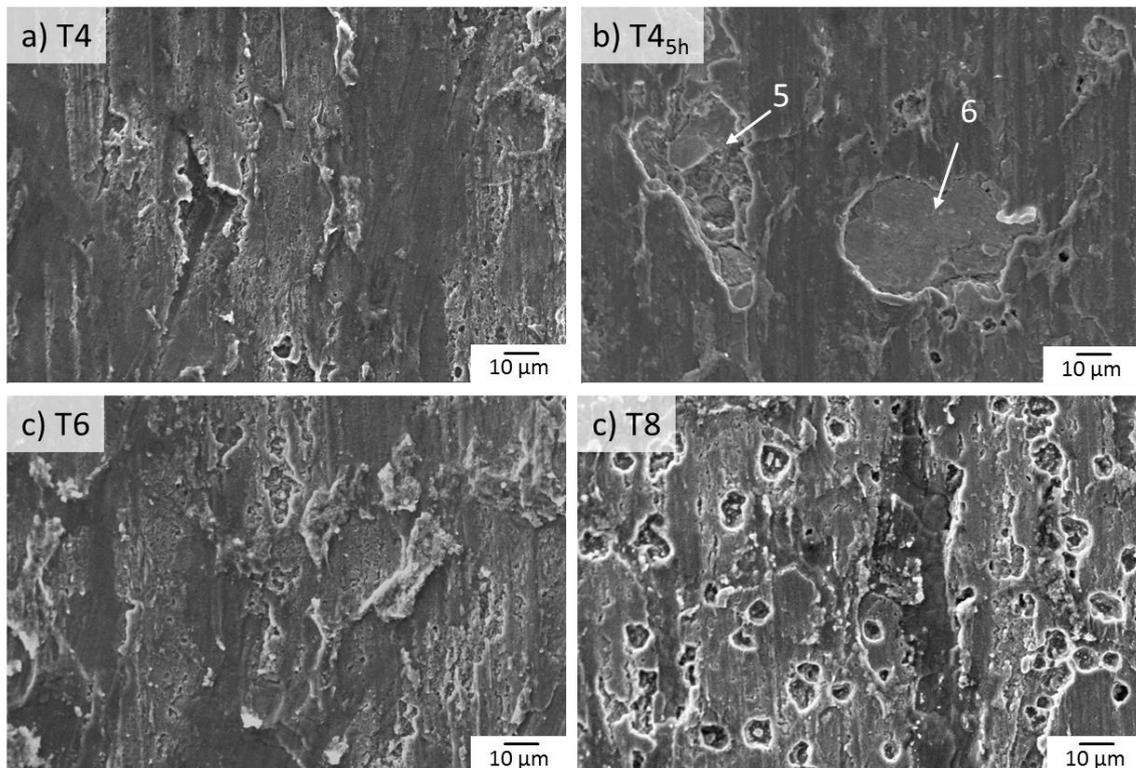


Abbildung 5.32

REM-Aufnahmen der Grenzfläche auf Matrixseite in den Wärmebehandlungszuständen: a) T4 b) T4_{5h} c) T6 und d) T8 (Punkt 5 und 6: vgl. EDX-Analysen in Abbildung 5.33)

Des Weiteren sind relativ viele kraterförmige Fehlstellen zu erkennen.

In Zustand T6 ist auch auf Matrixseite ein analoges Schädigungsbild zum Zustand T4 zu verzeichnen. Der Wärmebehandlungszustand T8 zeigt dagegen eine stark geschädigte Bruchfläche mit einer homogenen Verteilung von Poren über die gesamte Bruchfläche.

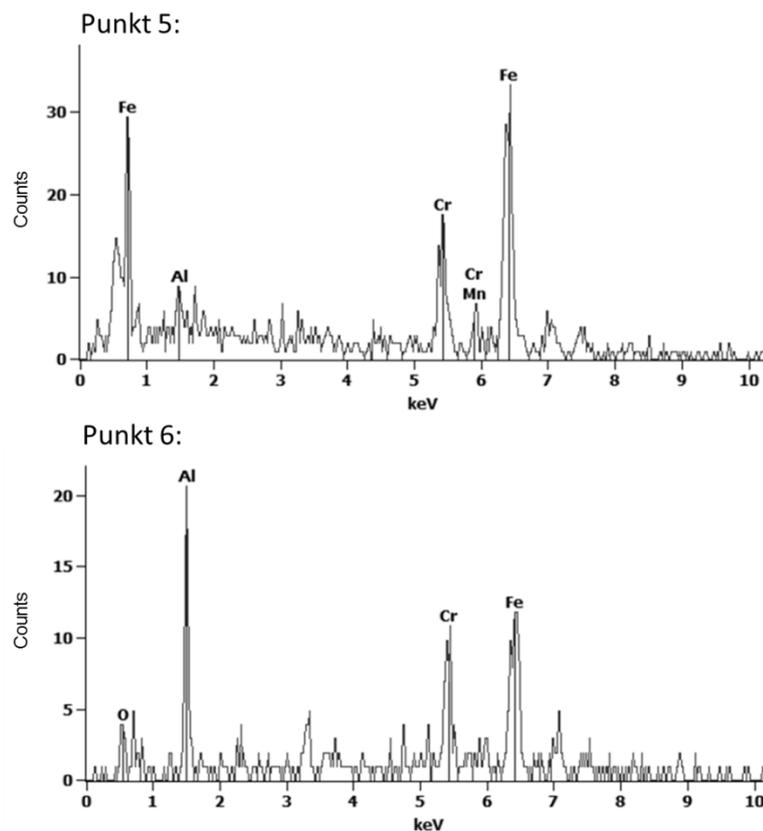


Abbildung 5.33

EDX-Analysen der Punkte 5 und 6 aus Abb. 5.22

5.2 Geometrieinfluss bei der Grenzflächenprüfung mittels Push-Out- bzw. Pull-Out-Versuch

Der hier verwendete Push-Out-Versuch ist eine einfache und gängige Prüfmethode zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit. Es ist bekannt, dass die Prüfmethode stark abhängig von den geometrischen Randbedingungen ist. So konnten vorangegangene Arbeiten den Einfluss der Biegekomponente während des Push-Out-Versuchs an Strangpressverbunden nachweisen [Mer12]. Zusätzlich zur Biegekomponente kann auch die Belastungsrichtung, d.h. Herausdrücken oder Herausziehen des Verstärkungselementes, die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit beeinflussen. Um genaue Rückschlüsse auf diese Einflussgrößen zu erhalten, wurden Push-Out-Versuche und in Ergänzung Pull-Out-Versuche mit un-

terschiedlichen geometrischen Randbedingungen untersucht, sowie die geometrischen Randbedingungen mittels Finite-Elemente-Simulation (FE-Simulation) abgebildet. Mit Hilfe des Abgleichs der Prüf- und Simulationsmethoden kann dann die Vergleichbarkeit bei unterschiedlichen Randbedingungen bewertet werden und damit die maßgeblichen Einflussgrößen und deren Wechselwirkung auf die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit abgeleitet werden.

Untersuchungen von [Mer12] konnten an dem in dieser Arbeit untersuchten EN AW-6082/1.4310 Verbundsystem die im Push-Out-Versuch hervorgerufene inhomogene Beanspruchung in Abhängigkeit der verwendeten Nutbreite und Probenhöhe nachweisen. Dieser Geometrieinfluss wird hier durch eigene Untersuchungen, sowie Pull-Out-Versuche am Verbundsystem im Zustand T4 ergänzt und weiter untersucht. Insbesondere wird die Vergleichbarkeit zwischen Push-Out- und Pull-Out-Versuchen untersucht und in Kapitel 5.2.3 durch Ergebnisse eines Finite Element Modells ergänzt.

5.2.1 Push-Out-Versuche

Zu den in [Nas12] [Mer12] durchgeführten Parameterstudie werden hier lediglich ergänzende Untersuchungen vorgestellt. Da in diesen Arbeiten dasselbe Verbundsystem (EN AW-6082 + 1.4310) und die gleiche Probenentnahmestelle (vgl. Kapitel 3.2.1) untersucht wurde, soll hier auf die Ergebnisse zum Einfluss von Probenhöhe und Nutbreite im Push-Out-Versuch auf diese Arbeiten verwiesen.

Einfluss der Nutgeometrie

Idealerweise wäre die optimale Nutgeometrie eine kreisrunde Aussparung im Durchmesser des Verstärkungselementes um eine reine Schubbeanspruchung in der Grenzfläche zu erhalten. Jedoch wurde aus fertigungstechnischen und prüftechnischen Gründen sowie aus Gründen der Vergleichbarkeit zu Literaturangaben eine Längsnut in der Probenauflagefläche verwendet. Da jedoch die Auflagefläche der Matrix die Biegesteifigkeit

während des Push-Out – bzw. Pull-Out-Versuchs beeinflussen kann, wurde die vorhandene Vorrichtung um Anbauteile ergänzt, um Nutgeometrien zu erzeugen, welche zusätzliche Auflageflächen besitzen (vgl. Kapitel 4.3.2). Dies erscheint insbesondere deshalb interessant, da die Nutgeometrie beim Pull-Out-Versuch sich von der durchgängigen Nutgeometrie beim Push-Out-Versuch unterschieden hat. Wie Abbildung 5.34 zu entnehmen ist, besitzt die Art der Auflageflächengestaltung einen deutlichen Einfluss auf die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit, was aufgrund der veränderten Biegebeanspruchung zu erwarten war. Bei Nutgeometrie 1 + 2 werden im Vergleich zur durchgängigen Nut deutlich höhere Grenzflächenscherfestigkeiten gemessen.

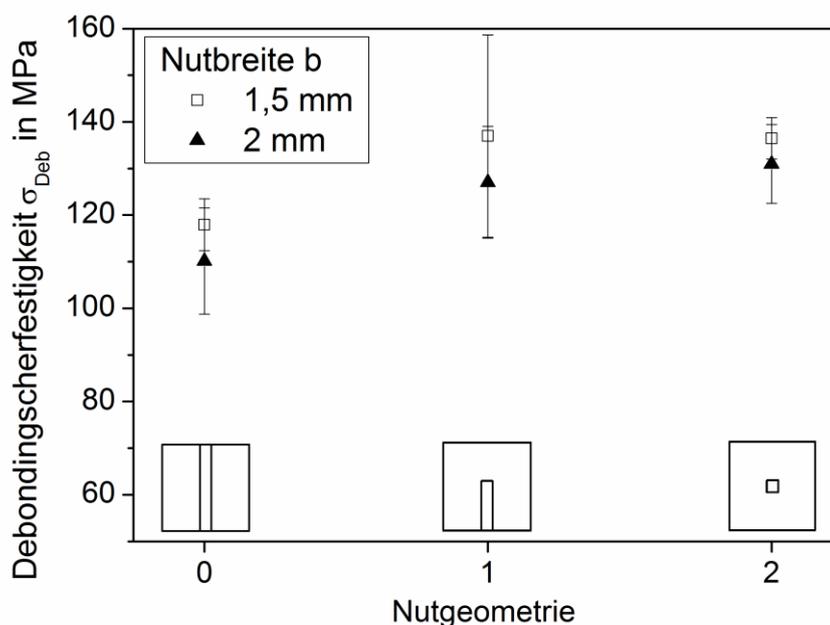


Abbildung 5.34

Gemessene Grenzflächenscherfestigkeit bei unterschiedlicher Nutgeometrie (0 = durchgehende Nut, 1 = einseitige offene Nut, 2 = beidseitig geschlossene Nut, siehe auch Kapitel 4.3.2) [Bli14]

Wird nur eine einseitige zusätzliche Auflagefläche verwendet (1), analog zur Nutgeometrie beim Pull-Out-Versuch, so erhöht sich die Streuung der Ergebnisse deutlich. Wird die Probe an zwei Seiten zusätzlich unterstützt (2), so reduziert sich die Streuung der Daten erheblich und der Einfluss der Nutbreite verringert sich.

5.2.2 Pull-Out-Versuche

Abbildung 5.35 zeigt exemplarisch ermittelte Kraft-Weg-Verläufe aus Pull-Out-Versuchen bei Variation von Probenkopfhöhe h und Nutbreite b [Bli14]. Dabei zeigt sich in allen Versuchen ein ähnlicher Verlauf. In analoger Weise zum Push-Out-Versuch, ist zunächst ein steiler linearer Anstieg der Kraft, bedingt durch die elastische Verformung von Matrix und Verstärkungselement, zu beobachten. Darauf folgt je nach Probenkopfhöhe h bei Auszugslängen von 0,5 – 0,75 mm ein abrupter Kraftabfall, ohne vorherige Abweichung aus dem linearen Bereich. An den Kraftabfall anschließend folgt ein etwas flacherer Verlauf, welcher insbesondere bei Probenkopfhöhen von $h = 1$ mm deutlich ausgeprägt ist, gefolgt von einem weiteren steilen Kraftabfall.

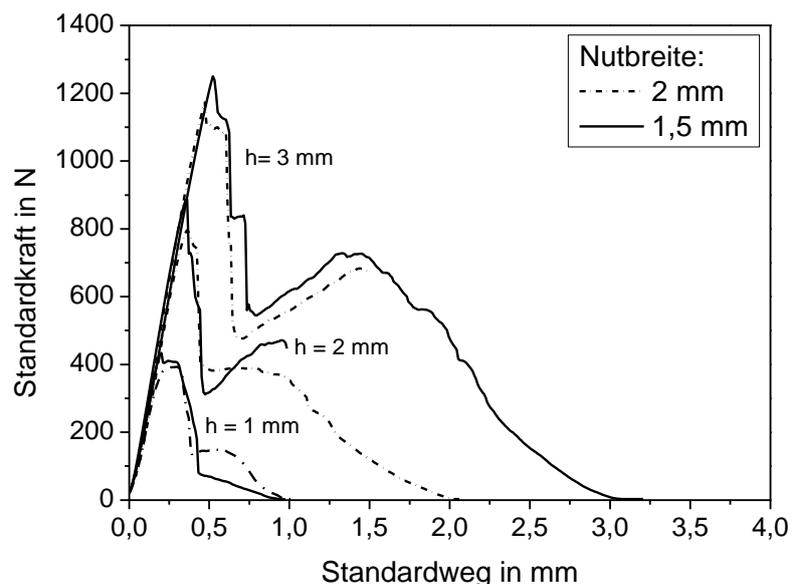


Abbildung 5.35

Exemplarische Pull-Out-Kurven bei Variation von Nutbreite und Probenkopfhöhe

Der weitere Verlauf ist gekennzeichnet durch ein langsames Wiederanstiegen der Kraft bis zu einem mehr oder weniger ausgeprägten zweiten Maximum und daran anschließend ein kontinuierlicher Kraftabfall bis zum kompletten Auszug des Verstärkungselementes.

Abbildung 5.36 zeigt die ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten aufgetragen über Probenkopfhöhe h bzw. Nutbreite b .

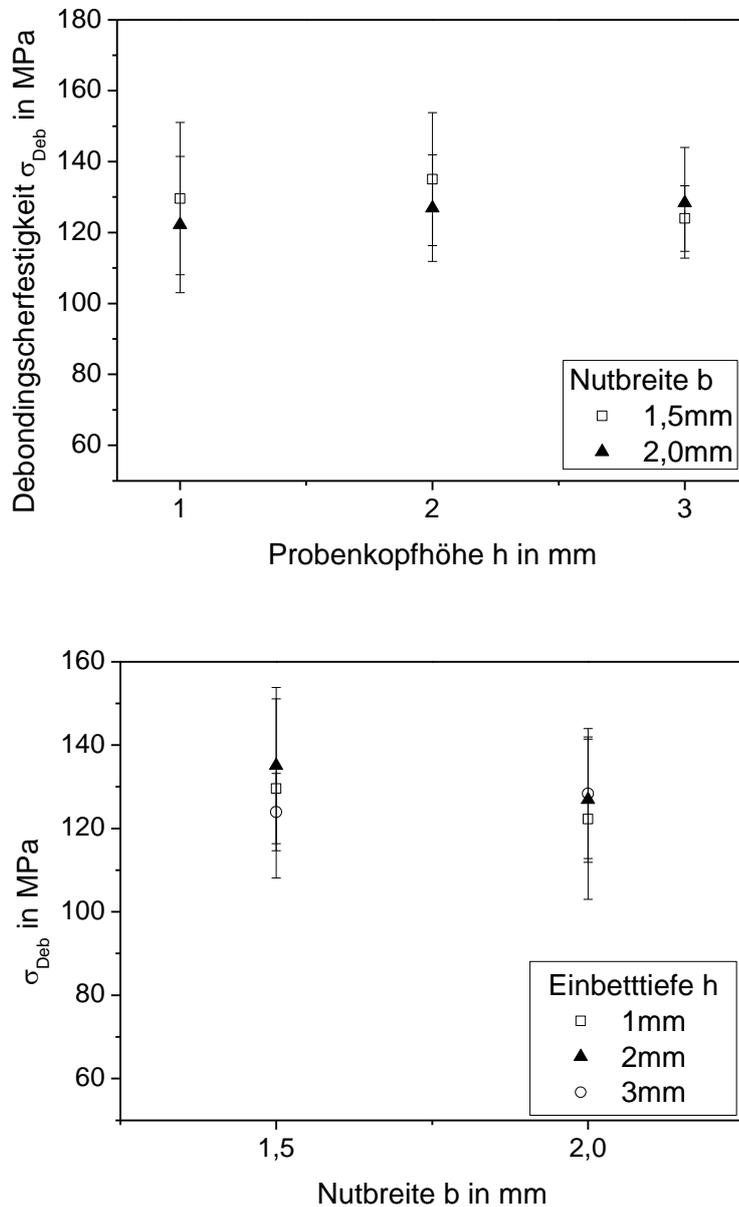


Abbildung 5.36

Ermittelte Debondingscherfestigkeiten σ_{Deb} aufgetragen über die Probenkopfhöhe h beim Pull-Out-Versuch

Es ist festzustellen, dass die Streuung der Versuchsdaten relativ hoch ist und keine Abhängigkeit von der Probenkopfhöhe h vorliegt. Betrachtet man die Abhängigkeit der Grenzflächenscherfestigkeit von der Nutbreite b , so kann aufgrund der hohen Streubreite der Versuchsergebnisse kein signifikanter Unterschied festgestellt werden.

Abbildung 5.37 zeigt die gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten aufgetragen über dem Parameterverhältnis h/b . Wie bereits in den vorherigen Darstellungen festzustellen war, kann aufgrund der hohen Streubreite keine weitere Tendenz zum Parameterverhältnis h/b abgelesen werden.

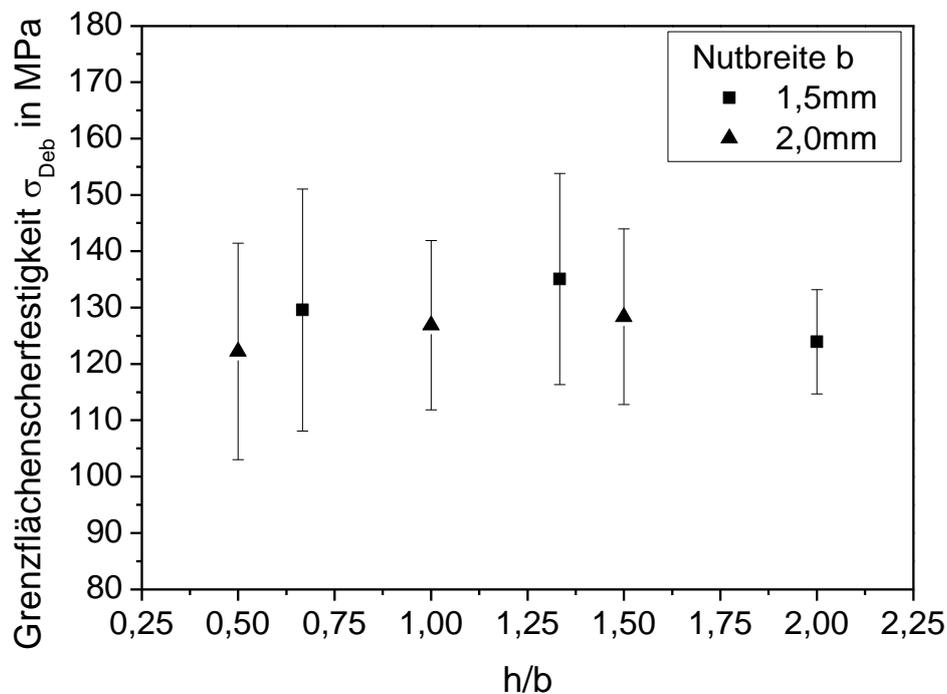


Abbildung 5.37

Ermittelte Debondingscherfestigkeiten σ_{Deb} aufgetragen über das Parameterverhältnis h/b beim Pull-Out-Versuch [Bli14]

5.2.3 FE-Simulation von Push-Out- und Pull-Out-Versuch

Geometrie und Vernetzung

Das Modell für die Simulation des Push-Out-Versuches wurde als achsensymmetrisches Halbschnitt-Modell in Übereinstimmung mit [Mer12] erstellt. In Abbildung 5.38 ist die Modellgeometrie mit den genutzten Randbedingungen (oben) und der gewählten Vernetzung (unten) dargestellt. Die Auflagefläche wurde als feste Einspannung mit gesperrten translatorischen und rotatorischen Freiheitsgraden modelliert. Die Verschiebungsrandbedingung in negative y-Richtung erfolgt mittels Indenter, der als starrer sphärischer Körper (rigid body) mit einem Radius von 0,5 mm modelliert wurde und dessen translatorischer Freiheitsgrad in x-Richtung gesperrt ist. Zur simulativen Betrachtung des Geometrieinflusses wurden Nutbreite b und Probenhöhe h variiert.

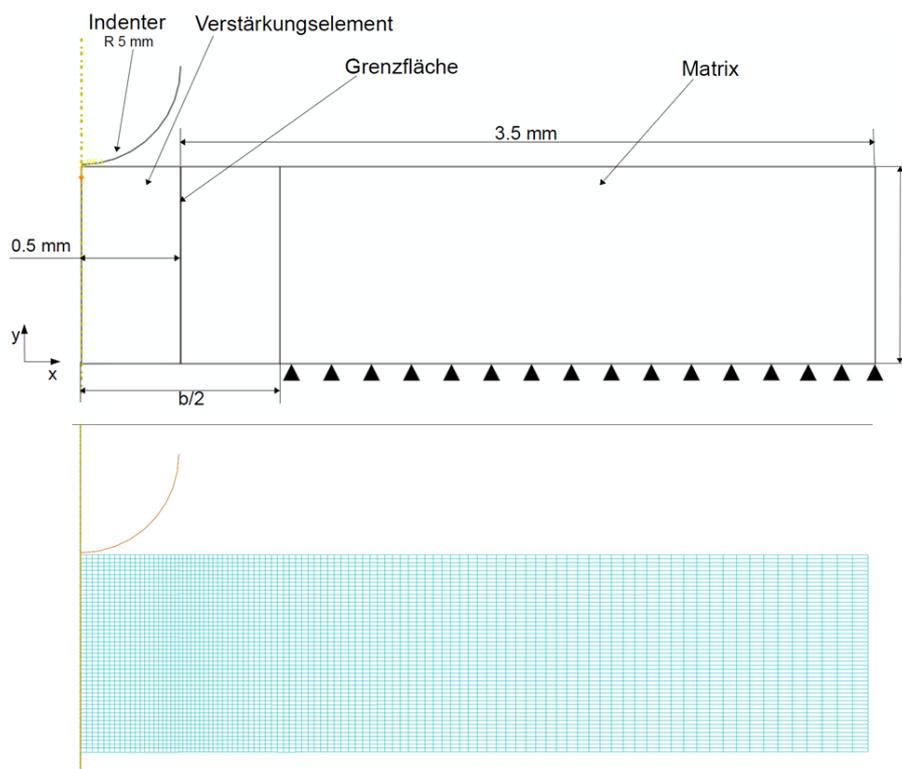


Abbildung 5.38

Modellgeometrie (oben) und Darstellung der Vernetzung (unten) für die Simulation des Push-Out-Versuchs [Bit14]

Für die Modellierung des Pull-Out-Modells wurde aufgrund der vorhandenen Symmetrien vereinfacht als ein achsensymmetrisches Halbschnitt-Modell erstellt, analog zum Push-Out-Modell. Die Modellgeometrie mit Randbedingungen, sowie die Netzwahl sind in Abbildung 5.39 visualisiert. Für eine gute Darstellung der Vernetzung zeigt Abbildung 5.39 (rechts) nur einen Ausschnitt der Gesamtprobe. Der Probenkopf wurde an seiner Unterseite, bis auf eine kreisförmige Aussparung, welche die Nut darstellt, in alle translatorischen und rotatorischen Freiheitsgrade beschränkt. Für die Netzauswahl, mit einem in Nähe der Grenzfläche verfeinerten Netz (Bias), wurden lineare vierknotige Rechteckelementen mit reduzierter Integration (CAXR4) verwendet.

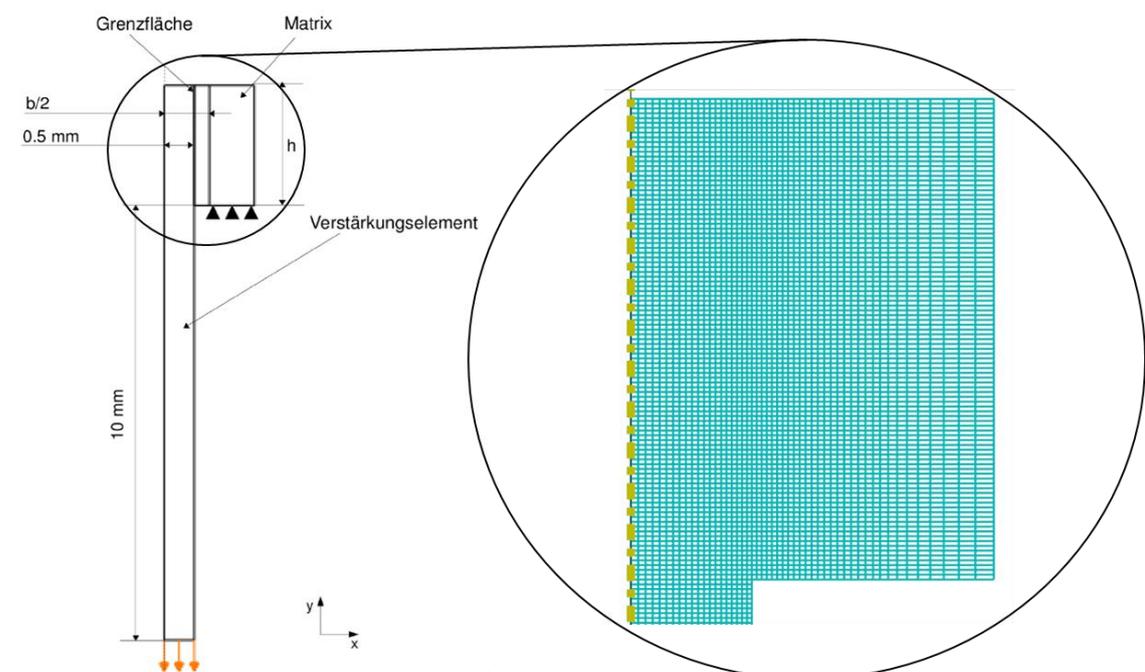


Abbildung 5.39

Modellgeometrie (links) und Darstellung der Vernetzung des Probenkopfes (rechts) für die Simulation des Pull-Out-Versuchs [Bit14]

Zur weiteren Untersuchung der Geometrieabhängigkeiten der Grenzflächenscherfestigkeiten und des Schädigungsverhaltens im Pull-Out-Versuch wurden Probenkopfhöhe h sowie Nutbreite b , analog zum Push-Out-Versuch variiert. Die untersuchten Parameter mit Verhältnis von Probenhöhe h zu Nutbreite b für die Simulation der Pull-Out und Push-Out-

Versuche kann Tabelle 5.2 entnommen werden. Zusätzlich zu den in den Experimenten verwendeten Parameterpaarungen, wurde auch eine Nutbreite von 1 mm simuliert um Vergleichswerte zu erhalten mit theoretisch optimaler Nutgeometrie und minimalem Biegeeinfluss.

Tabelle 5.2 Verwendete Geometrieparameter für die Pull-Out-Simulation (Verhältnis von Probenhöhe h zu Nutbreite b)

b\h	1 mm	2 mm	3 mm	4 mm
1 mm	1	2	3	4
1,5 mm	2/3	4/3	2	8/3
2 mm	1/2	1	3/2	2

Werkstoffkennwerte und Grenzflächenmodellierung

Zur FE-Simulation des vorliegenden unidirektional federstahldrahtverstärkten Verbundwerkstoffes werden Matrix und Verstärkungselement als homogenen angesehen und es wird von einem isotropen elastisch-plastischen Materialverhalten ausgegangen. Die Modellierung der Push-Out- und Pull-Out-Versuche, sowie des Zugversuches, erfolgten mit dem Programm ABAQUS 6.14 CAE. Die Berechnungen wurden hierbei mit dem „Standard“-Solver durchgeführt. Die Werkstoffkennwerte der einzelnen Komponenten wurden aus Kapitel 5.3.1 bzw. Kapitel 5.1.4 für den T4-Zustand der Matrix übernommen und sind in Tabelle 5.3 aufgelistet.

Tabelle 5.3 Verwendete Materialkennwerte zur FE-Simulation

Materialkennwerte	Matrix	Verstärkungselement
E-Modul	65 GPa	190 GPa
Querkontraktionszahl	0,34	0,3
R _{p0,2}	113 MPa	1331 MPa
R _m	325 MPa	2140 MPa

Die Grenzflächenscherfestigkeit wurde aus Kapitel 5.1.4 für den T4-Zustand übernommen und beträgt 95 MPa. Der untersuchte Wertebereich der Radialnormalfestigkeit wurde an Kapitel 5.1.4 angelehnt und im Be-

reich von 9 – 17 MPa betrachtet. Zur Simulation der Push-Out-Versuche wurde eine Radialnormalfestigkeit von 11 MPa festgelegt, was der in Kapitel 5.1.4 experimentell bestimmten Radialnormalfestigkeit des T4 Zustandes entspricht. Weiterhin wurden Werte für die Einträge der Grenzflächensteifigkeitsmatrix bestimmt. In Anlehnung an [Cha95] wurde eine 100 mal größere Steifigkeit der Grenzfläche im Vergleich zum Verstärkungselement gewählt, dementsprechend für K_n , K_s , K_t ein Wert von $5 \cdot 10^{14}$ MPa implementiert. Für die Bruchenergie, die für das Schädigungsentwicklungsgesetz des FE-Modells benötigt wird, wurde ein Wert von 2 kJ/m^2 (vgl. [Mei04] [Mer12]) angenommen. Die Grenzflächenmodellierung erfolgte nach dem Spring Layer Modell (siehe Kapitel 2.6).

5.2.4 Simulation des Push-Out-Versuchs

Einfluss der Proben und Nutgeometrie

Abbildung 5.40 zeigt die simulierten Kraft-Eindring-Kurven beim Push-Out-Versuch [Bit14]. Es ist ersichtlich, dass mit steigender Probenhöhe die erreichte Maximalkraft steigt. Der Einfluss der Nutbreite steigt dabei mit zunehmender Probenhöhe und äußert sich in einer sinkenden Maximalkraft mit zunehmender Nutbreite, sowie einem Grenzflächenversagen bei abnehmender Eindringtiefe. Augenscheinlich ist ein wellenförmiger Verlauf der Kraft-Eindringkurve bis zum Erreichen der Maximalkraft. Aufgrund der Annahme des Indenters als Starrkörper, zeigt die Simulation im Kontaktpunkt lokal plastische Verformung des Verstärkungselementes, auf welche der beobachtete wellenförmige Verlauf der Kraft-Eindringkurve zurückgeführt werden konnte. Dies konnte so nicht im Experiment festgestellt werden, dennoch liefert die elastisch-plastische Simulation eine bessere Übereinstimmung der Maximalkräfte als die Vorgabe einer rein elastischen Verformung.

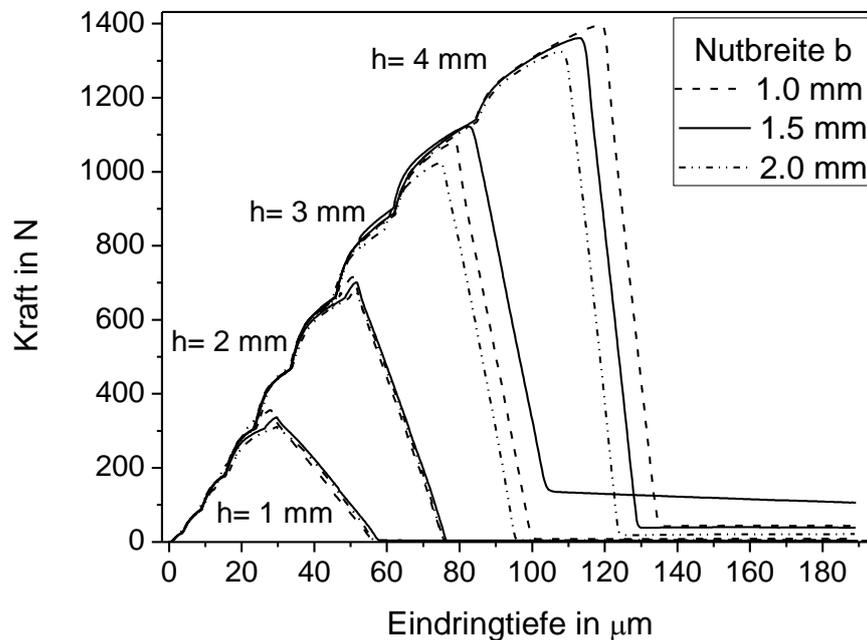


Abbildung 5.40

Simulativ bestimmte Kraft-Eindring-Kurven beim Push-Out-Versuch bei Variation der Probenhöhe h und Nutbreite b

Abbildung 5.41 zeigt die bestimmten Grenzflächenscherfestigkeiten in Abhängigkeit von Probenhöhe h und Nutbreite b . Es ist ersichtlich, dass es mit steigender Probenhöhe zu einem Ansteigen der Grenzflächenscherfestigkeit bis zu einer Probenhöhe h von 3 mm kommt. Bei einer Probenhöhe h von 4 mm kommt es jedoch wieder zu einem Absinken der ermittelten Grenzflächenscherfestigkeit. Des Weiteren kann aus dem Diagramm entnommen werden, dass bei einer fiktiven Nutbreite von $b = 1$ mm die ermittelte Grenzflächenscherfestigkeit nahezu konstant bleibt. Mit steigender Nutbreite wird bei allen Probenhöhen ein etwa linearer Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit bestimmt, mit Ausnahme der Kombination $h = 3$ mm und $b = 1,5$ mm.

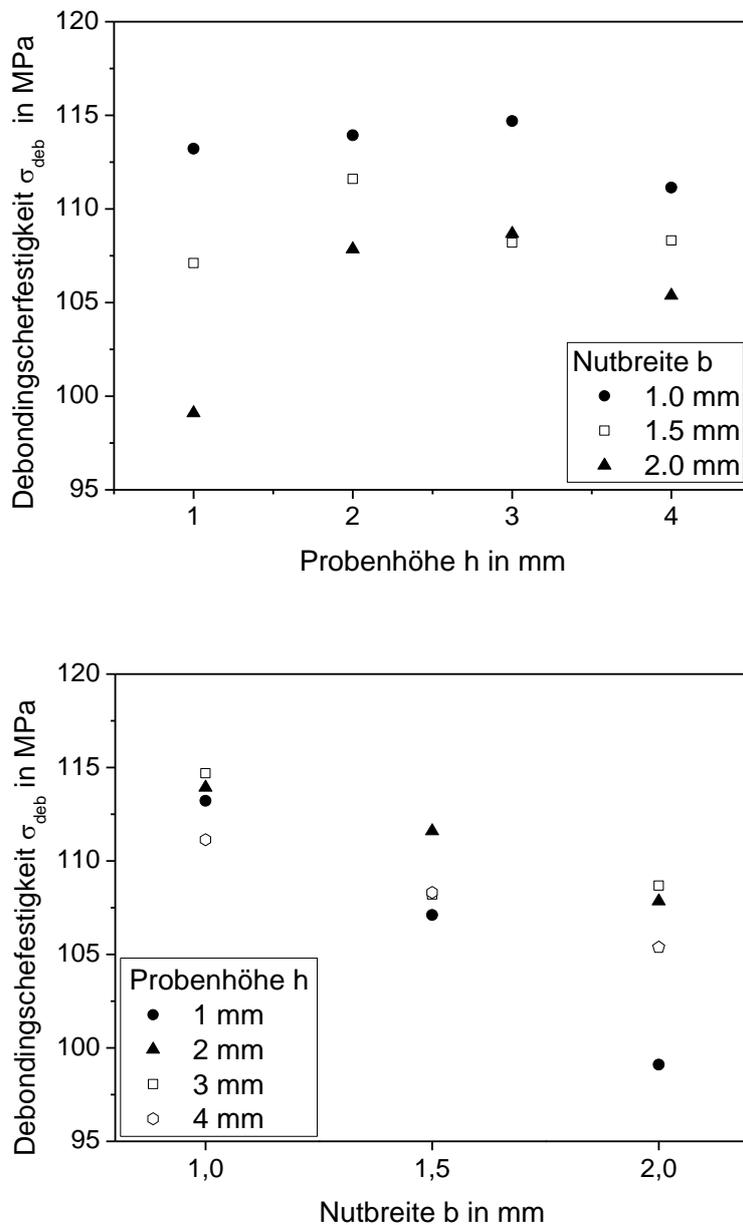


Abbildung 5.41

Simulativ ermittelte Zusammenhänge zwischen Grenzflächenscherfestigkeit und Probenhöhe h bzw. Nutbreite b beim Push-Out-Versuch

Die größte Abfall wird dabei bei einer Probenhöhe von $h = 1$ mm beobachtet, und bleibt ab $h = 2$ mm in etwa konstant.

Deformations- und Schädigungsverhalten

In Abbildung 5.42 sind die Radialspannungsverläufe für unterschiedliche Probenhöhen bei 90 % der Eindringtiefe bei Maximalkraft ($0,9 I(F_{max})$) dargestellt. Jeweils links im Bild ist die Spannungsverteilung im Halbschnitt der Probe ersichtlich. In der Vergrößerung wird der untere Matrixrand dargestellt, um die dort auftretenden kritischen Radialspannungen genauer zu analysieren.

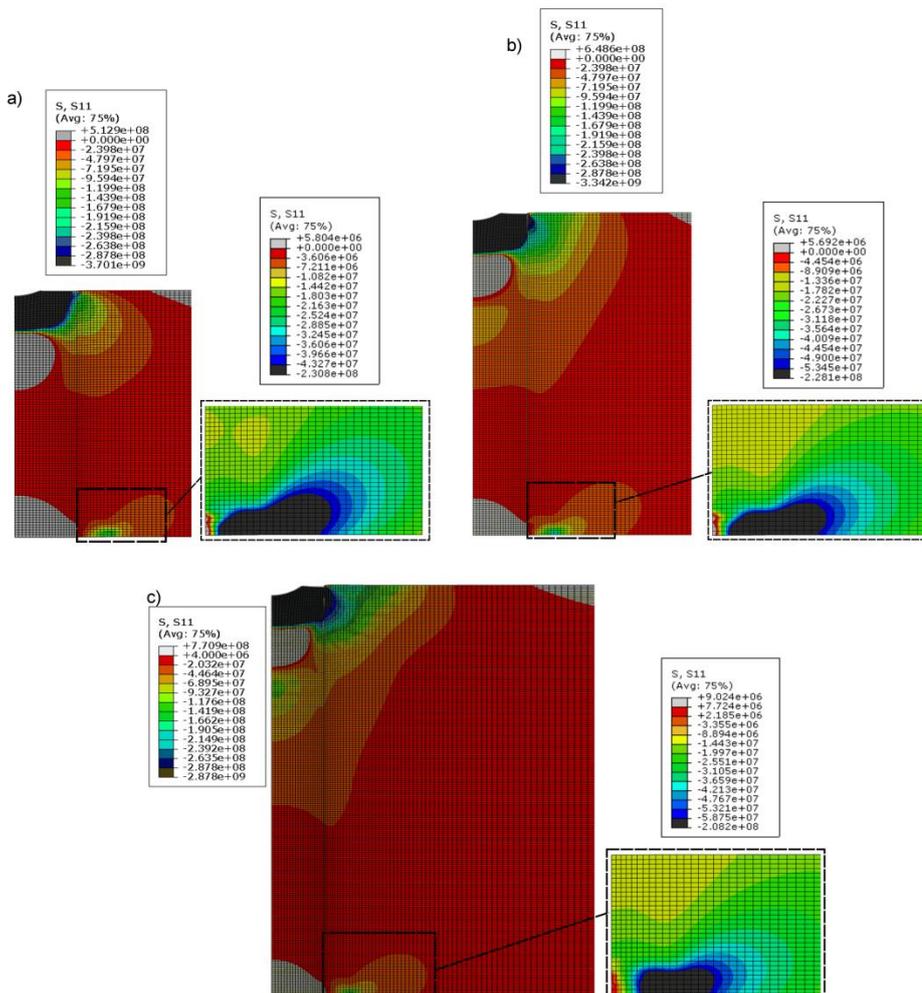


Abbildung 5.42

Simulativ bestimmter Radialspannungsverlauf (in Pa) bei $b = 1,5$ mm und Variation von h : a) $h = 2$ mm, b) $h = 3$ mm, c) $h = 4$ mm

Es ist ersichtlich, dass der Radialspannungsverlauf ein Maximum an Druckspannungen im oberen Probenteil, im Bereich der Krafteinleitung

und im unteren Probenbereich erfährt. Mit zunehmender Probenhöhe ist eine Ausdehnung des Druckspannungsfeldes im oberen Probenbereich und ein Rückgang der Druckspannungskonzentration im unteren Probenbereich zu erkennen.

In Abbildung 5.43 ist der Radialspannungsverlauf in den Push-Out-Proben für die Nutbreiten $b = 1,5 \text{ mm}$ und 2 mm dargestellt. Das resultierende Druckspannungsfeld im oberen Probenbereich zeigt dabei eine abnehmende Tendenz mit steigender Nutbreite b . Im unteren Probenbereich sind in der Vergrößerung bei $b = 2 \text{ mm}$ deutlich Zugspannungen in radialer Richtung in der Grenzflächenregion zu erkennen.

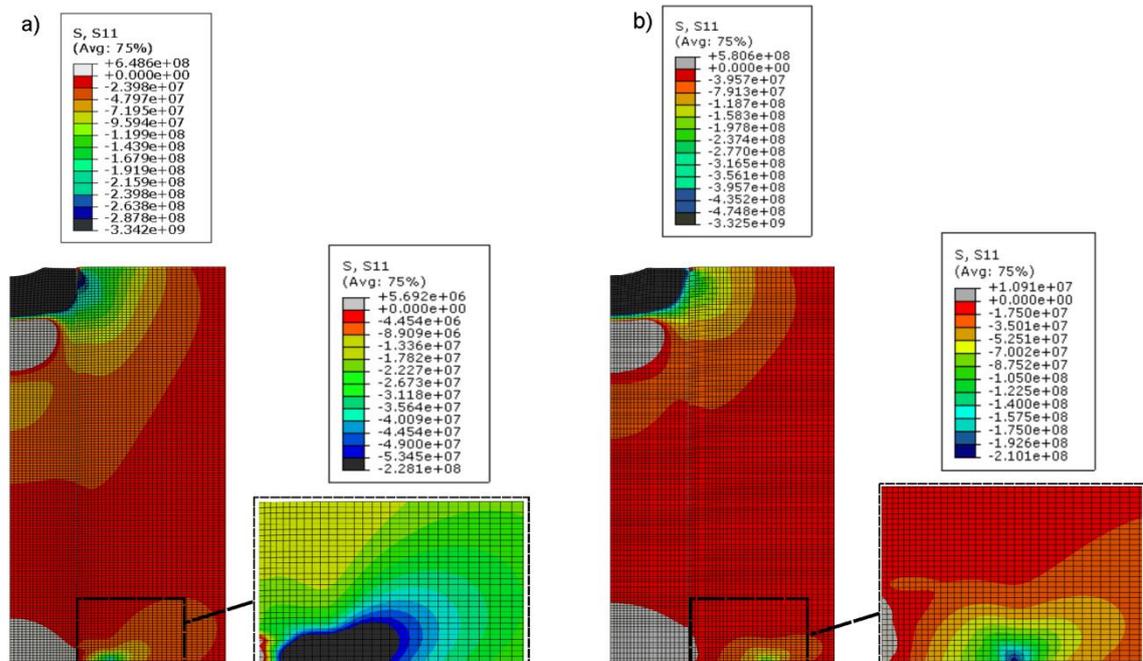


Abbildung 5.43

Simulativ bestimmter Radialspannungsverlauf (in Pa) bei $h = 2 \text{ mm}$ für a) $b = 1,5 \text{ mm}$ und b) $b = 2 \text{ mm}$

Abbildung 5.44 veranschaulicht die Grenzflächenschädigung anhand des Schädigungsparameters CSDMG (cohesive surface damage [Aba10], blau = intakte Grenzfläche (CSDGM = 0), rot = vollständige Delamination (CSDGM = 1)) bei Variation der Probenhöhe h mit einer Nutbreite von $b = 1,5 \text{ mm}$ und einer Eindringtiefe bei $0,9 I(F_{\max})$. Es ist zu erkennen, dass der

Anteil der Probenschädigung am unteren Probenrand abnimmt, während die Grenzflächenschädigung im oberen Probenbereich deutlich zunimmt.

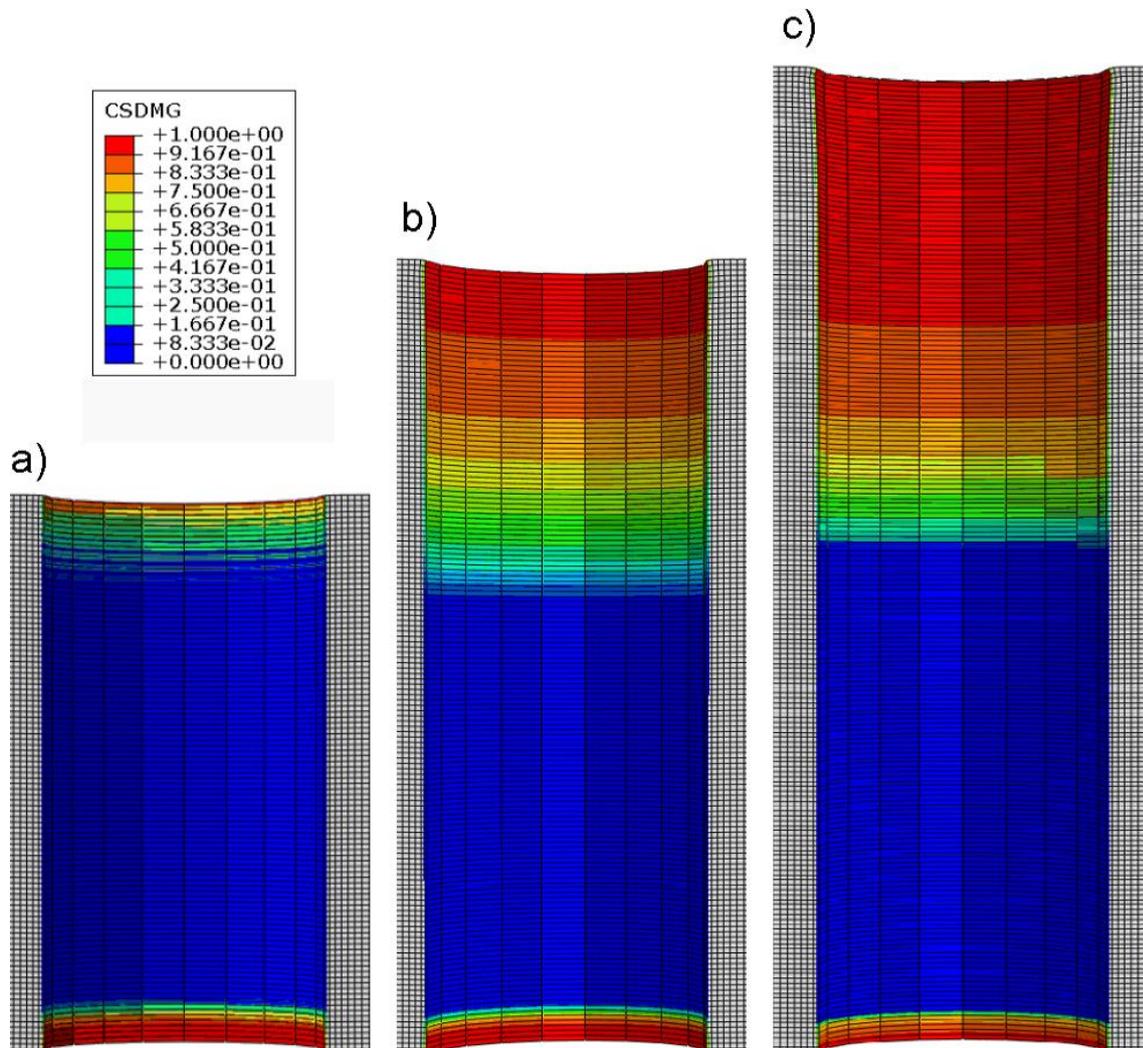


Abbildung 5.44

Schädigungsverhalten bei $b = 1,5$ mm und Variation von h : a) $h = 2$ mm, b) $h = 3$ mm, c) $h = 4$ mm anhand des CSDMG-Wertes

Der Einfluss der Nutbreite b , ist in Abbildung 5.45 für $h = 2$ mm visualisiert. Mit steigender Nutbreite zeigt sich eine deutlich ausgeprägtere Grenzflächenschädigung am unteren Probenrand. Im oberen Bereich kommt es ebenfalls zu einer geringfügigen Zunahme der Grenzflächenschädigung mit steigender Nutbreite. Der Anteil an intakter Grenzfläche bei $0,9 I(F_{\max})$ wird dadurch deutlich reduziert.

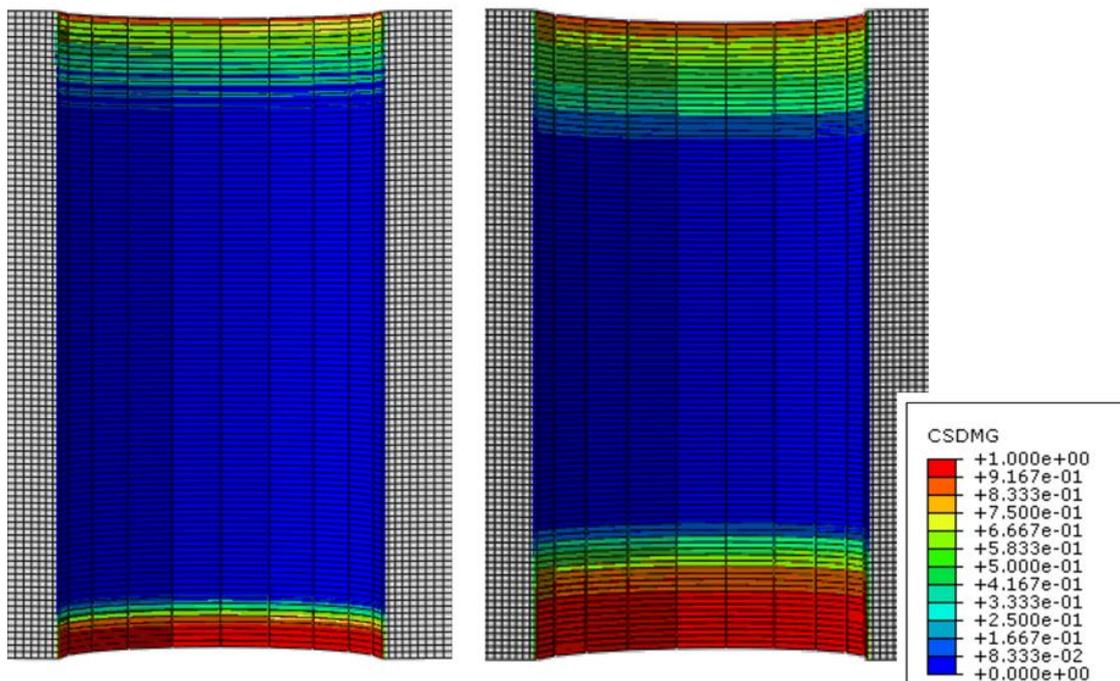


Abbildung 5.45

Schädigungsverhalten bei $h = 2$ mm, für a) $b = 1,5$ mm und b) 2 mm anhand des CSDMG-Wertes

5.2.5 Simulation des Pull-Out-Versuchs

Abbildung 5.46 zeigt die simulierten Kraft-Eindring-Kurven beim Pull-Out-Versuch. In allen Kurven ist zunächst ein linearer Kraftanstieg zu erkennen, gefolgt von einer Abflachung kurz vor Erreichen der Maximalkraft. Mit steigender Probenkopfhöhe h nimmt die Maximalkraft zu. Mit steigender Nutbreite lässt sich ein Einfluss erst ab einer Probenkopfhöhe von $h = 3$ mm beobachten, wobei es zu einer Vergrößerung der Verschiebung bei Maximalkraft kommt, einhergehend mit einer leichten Erhöhung der Maximalkraft. Bei $h = 1$ mm kommt es zu einem leichten Abfall der Maximalkraft bei $b = 2$ mm [Bit14].

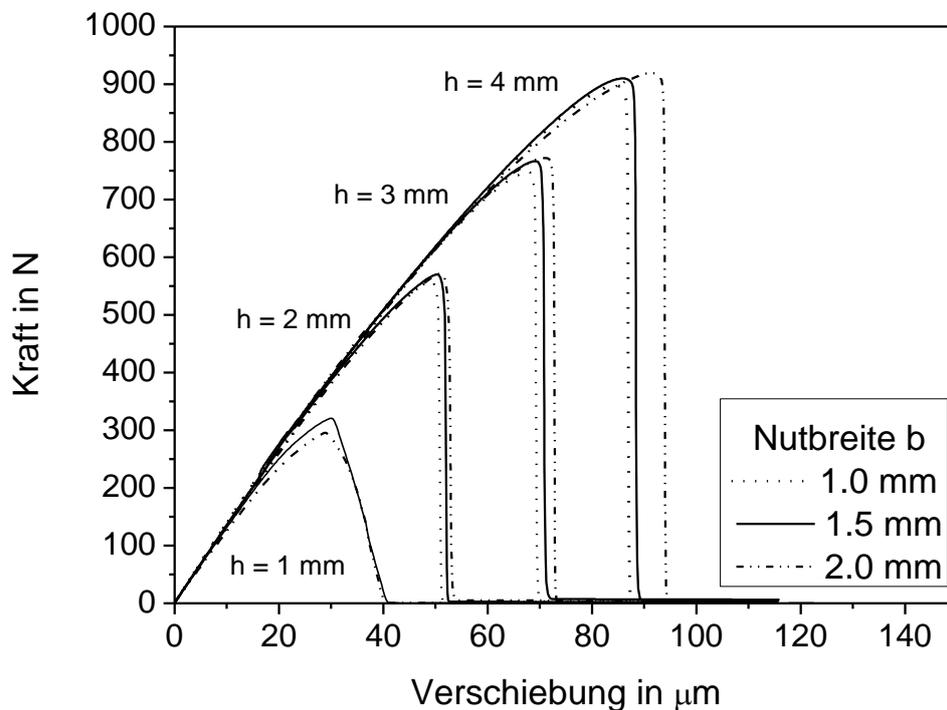


Abbildung 5.46

Simulativ bestimmte Kraft-Verschiebungs-Kurven bei Variation der Probenhöhe und Nutbreite b beim Pull-Out-Versuch

Einfluss der Proben- und Nutgeometrie

Abbildung 5.47 zeigt die simulativ ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten in Abhängigkeit von Probenhöhe h und Nutbreite b. Es ist ersichtlich, dass es mit steigender Probenhöhe zu einem linearen Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit kommt. Ein eindeutiger Zusammenhang zwischen Nutbreite und Grenzflächenscherfestigkeit kann jedoch nicht abgeleitet werden. Es kann festgestellt werden, dass es bei Probenkopfhöhen von h = 1 mm und h = 2 mm zu einem Abfall von b = 1 mm zu b = 2 mm kommt.

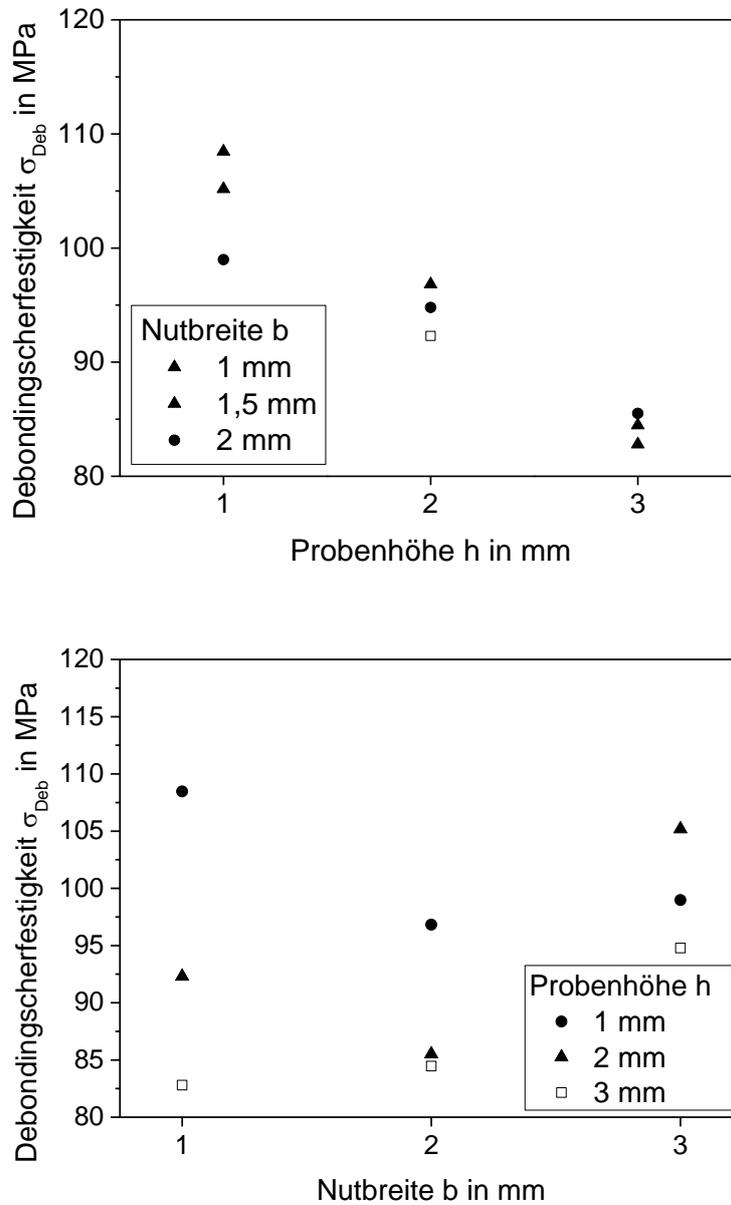


Abbildung 5.47

Simulativ ermittelte Zusammenhänge zwischen Grenzflächenscherfestigkeit und Probenhöhe h bzw. Nutbreite b beim Pull-Out-Versuch

Bei einer Probenkopfhöhe $h = 3$ mm kommt es hier allerdings zu einem Anstieg. In allen Fällen kommt es bei der Nutbreite $b = 3$ mm wieder zu einem Ansteigen der ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten.

Deformations- und Schädigungsverhalten

Abbildung 5.48 visualisiert die Radialnormalspannungsverteilung im Probenkopf beim Pull-Out-Versuch bei $0,9 I(F_{max})$ bei Variation der Probenkopfhöhe h . Es ist bei allen Probenkopfhöhen deutlich ein Bereich mit induzierten Zugspannungen an der Grenzfläche zu erkennen, der mit steigender Probenkopfhöhe zunimmt.

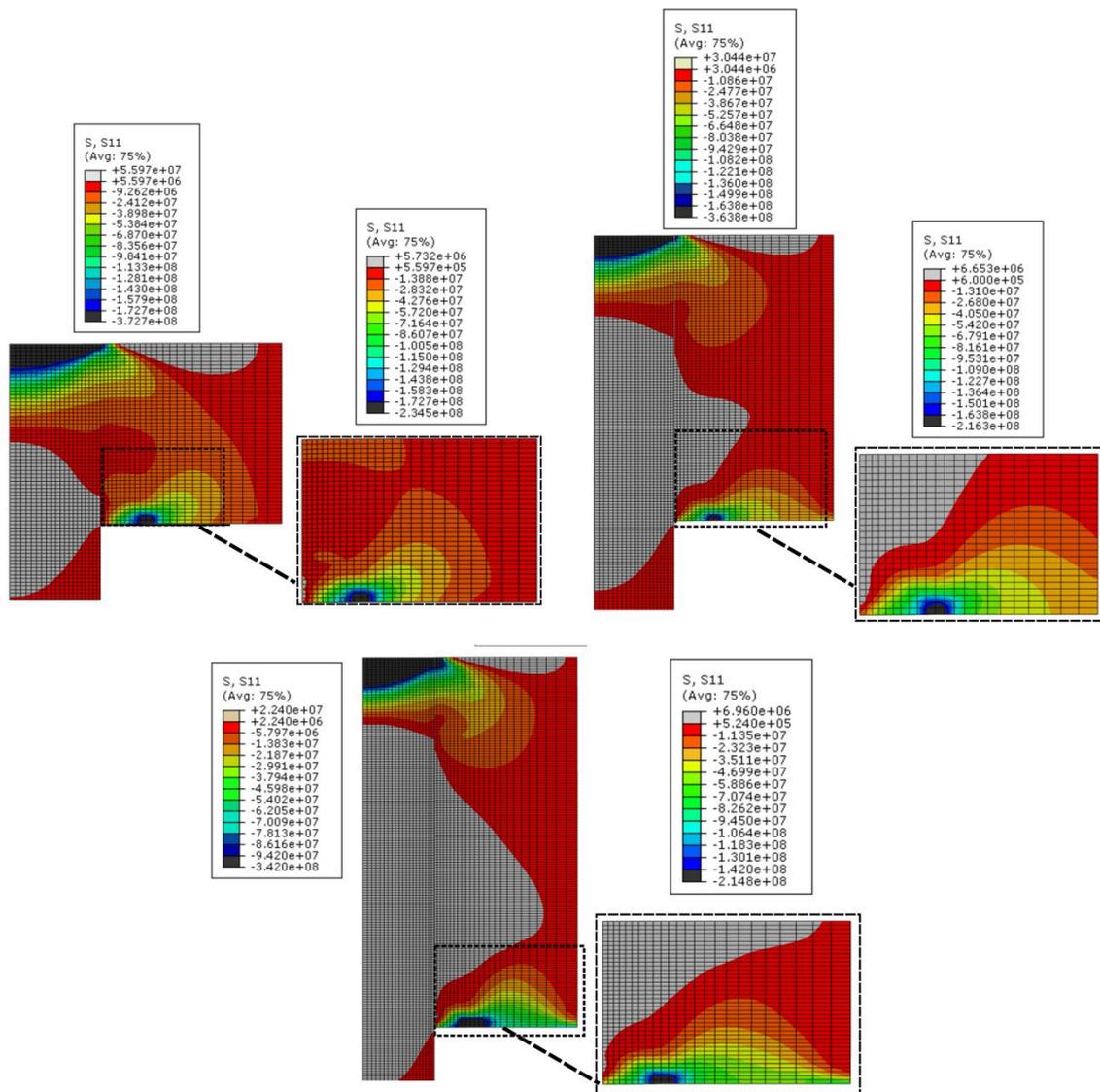


Abbildung 5.48

Radialspannungsverteilung (in Pa) bei $b = 1,5 \text{ mm}$ bei Variation der Probenkopfhöhe h :
 a) $h = 1 \text{ mm}$, b) $h = 2 \text{ mm}$, c) $h = 3 \text{ mm}$

Abbildung 5.49 zeigt die Radialspannungsverteilung bei Variation der Nutbreite. Im Bereich der Matrix ist die Radialspannungsverteilung nur leicht unterschiedlich, allerdings zeigt sich am unteren Probenrand eine Verlagerung des Zugspannungsbereichs bei steigender Nutbreite von Verstärkungselement in Richtung Matrix und damit deutlich über den Grenzflächenbereich. Nominell ist ebenfalls eine betragsmäßige Vergrößerung der Zugspannungen in diesem Bereich zu verzeichnen (siehe Vergrößerung).

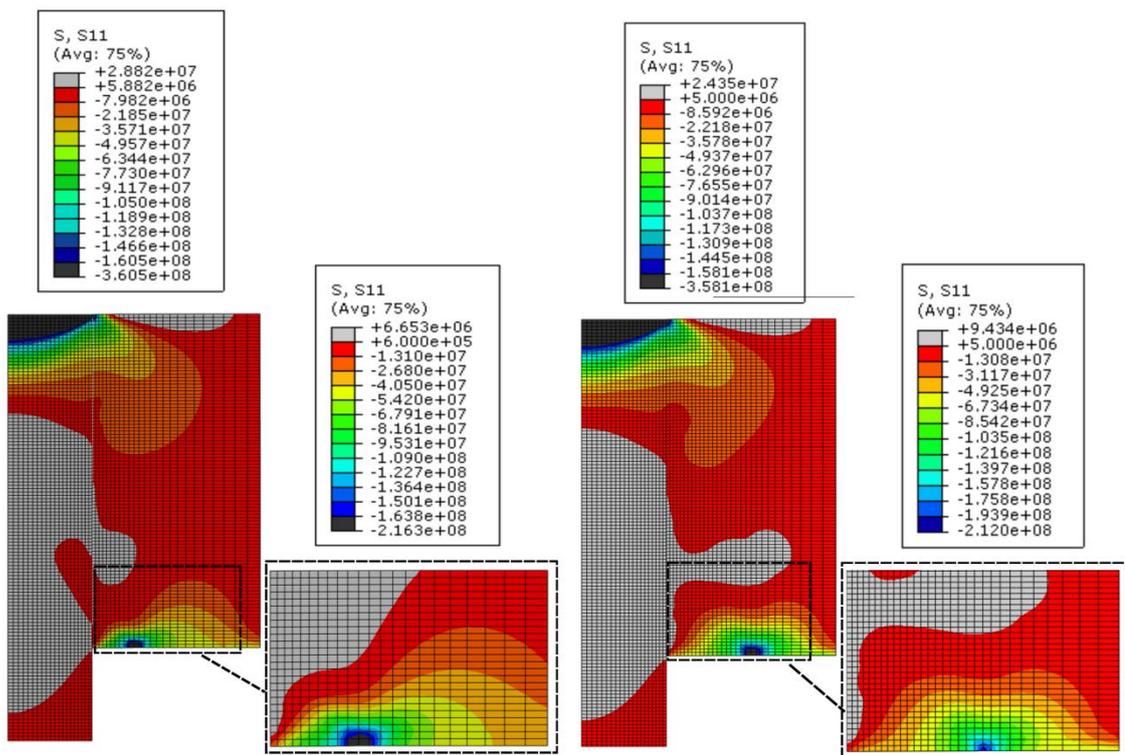


Abbildung 5.49

Radialspannungsverteilungen (in Pa) bei $h = 2 \text{ mm}$ für Variation der Nutbreite b : a) $b = 1,5 \text{ mm}$ b) $b = 2 \text{ mm}$

Abbildung 5.50 veranschaulicht die Grenzflächenschädigung anhand des Schädigungsparameters CSDMG (cohesive surface damage [Aba10], blau = intakte Grenzfläche (CSDGM = 0), rot = vollständige Delamination (CSDGM = 1)). In Abbildung 5.50 ist die Schädigung bei $0,9 I(F_{\max})$ für unterschiedliche Probenkopfhöhen h dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Schädigung in allen Fällen vom unteren Probenbereich ausgeht und gleichmäßig mit steigender Probenkopfhöhe zunimmt. Der intakte Grenz-

flächenbereich ist dabei für alle Probenkopfhöhen als nahezu konstant zu verzeichnen.

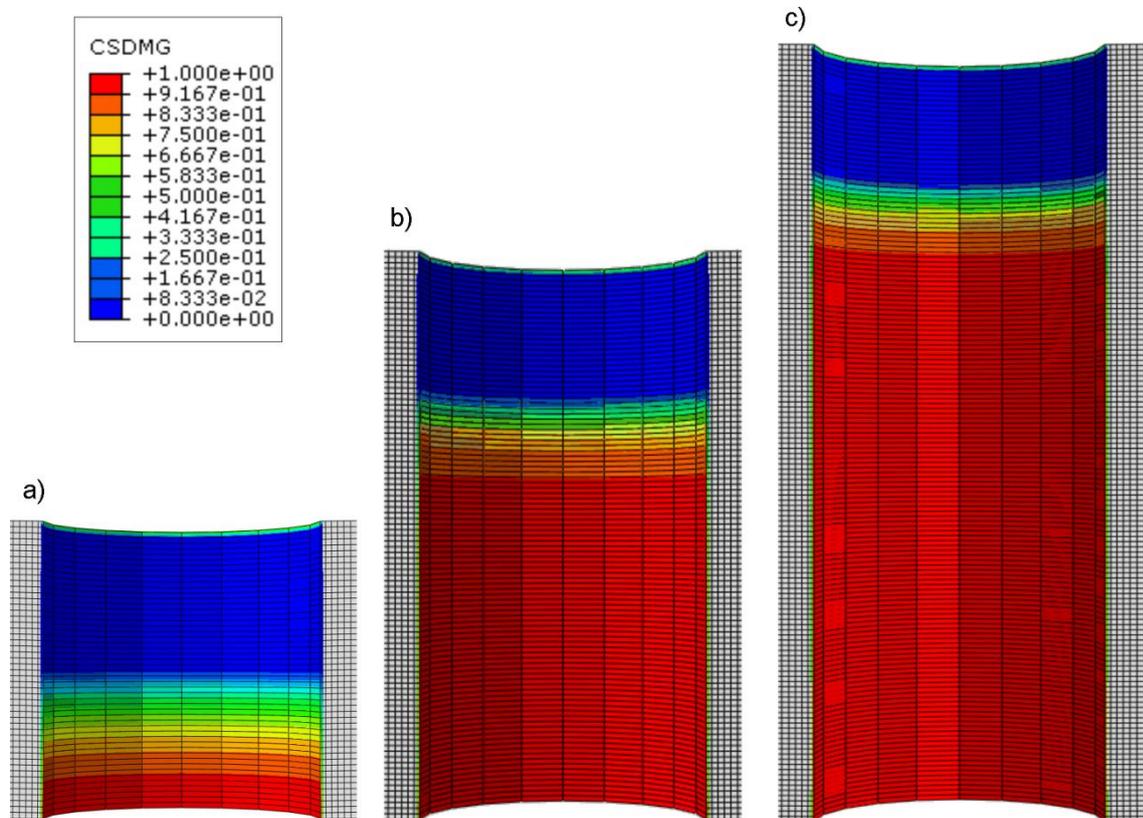


Abbildung 5.50

Grenzflächenschädigung bei $0,9 l(F_{\max})$ für unterschiedliche Probenkopfhöhen h :
 a) $h = 1 \text{ mm}$ b) $h = 2 \text{ mm}$, c) $h = 3 \text{ mm}$

In Abbildung 5.51 ist der Schädigungsverlauf für $h = 2 \text{ mm}$ bei Variation der Nutbreite b dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Nutbreite hier einen sehr geringen Einfluss auf die Grenzflächenschädigung besitzt. Während der Anteil an geschädigter Grenzfläche von $b = 1 \text{ mm}$ zu $b = 1,5 \text{ mm}$ ansteigt und dann annähernd konstant bleibt, so zeigt sich von $b = 1,5 \text{ mm}$ zu $b = 2 \text{ mm}$ eine Vergrößerung des intakten Grenzflächenanteils im oberen Probenbereich.

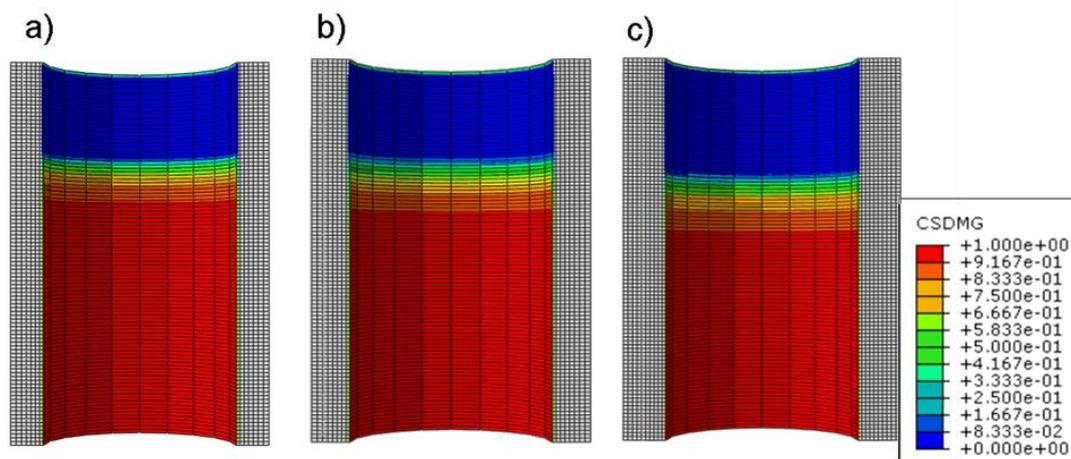


Abbildung 5.51

Grenzflächenschädigung bei $0,9 I(F_{\max})$ für unterschiedliche Nutbreiten b: a) $b = 1$ mm, b) $b = 1,5$ mm, c) $b = 2$ mm

5.3 Makroskopische Verbundeigenschaften und Grenzflächendegradation

5.3.1 Quasi-statische Beanspruchung

Abbildung 5.52 zeigt exemplarische Zugverfestigungskurven von Proben im Wärmebehandlungszustand T4 (links) und T4_{5h} (rechts). Die Zugfestigkeit ist in beiden Probenvarianten ähnlich hoch. Der in Abbildung 5.52 (links) dargestellte Verlauf der verstärkten Probe zeigt zunächst einen steilen Anstieg der Nennspannung bis etwa 400 MPa, woran sich ein flacher Bereich mit langsamem Anstieg bis zur Zugfestigkeit anschließt. Nach Erreichen der Zugfestigkeit ist eine Einschnürdehnung mit stetigem Nennspannungsabfall festzustellen bis zum Versagen des Verstärkungselementes bei $\epsilon_t \approx 16$ %. Der Probenbruch erfolgt unmittelbar danach. Auffällig ist das Fehlen eines Bereichs IV nach Kelly-Modell, wie er auch in [Mer14b] am gleichen Verbundsystem beobachtet wurde.

Der in Abbildung 5.52 (rechts) dargestellten T4_{5h} Verbundproben ist zunächst ein analoger Verlauf zu beobachten. Zunächst ist ein steiler Anstieg der Nennspannung bis ca. 400 MPa zu beobachten, gefolgt von einem

flacheren Abschnitt, der im Vergleich zum T4-Zustand etwas steiler verläuft. Nach Erreichen der Zugfestigkeit folgt ein relativ gering ausgeprägter Einschnürbereich mit schnellem Kraftabfall bis zum Verstärkungselementbruch bei $\varepsilon_t \approx 10\%$. Anschließend erfolgt ein erneuter Spannungsanstieg bei Verformung der Restmatrix bis zum Bruch der Verbundprobe bei einer Totaldehnung von $\varepsilon_t \approx 17\%$. Das Verhalten des unverstärkten Matrixmaterials ändert sich durch die Wärmebehandlung von T4 nach T4_{5h}, wie erwartet, dagegen nicht.

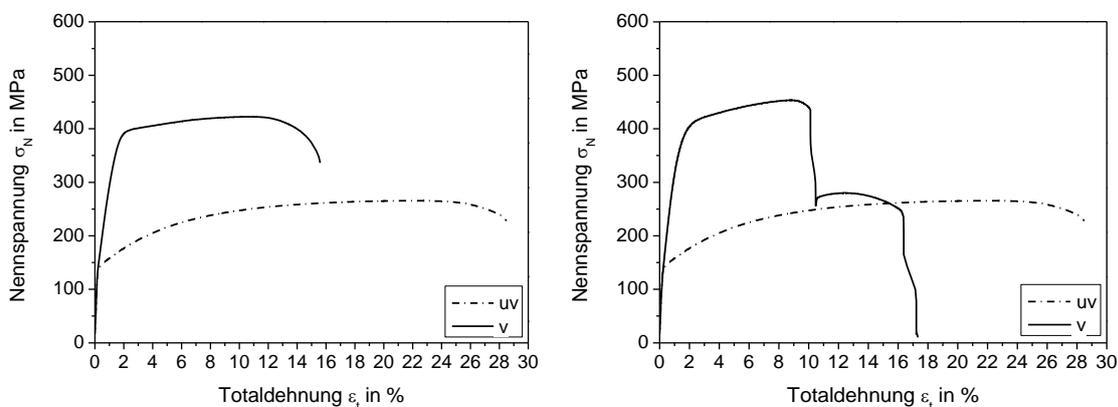


Abbildung 5.52

Exemplarische Zugverfestigungskurven von verstärkten (v) und unverstärkten (uv) Proben im Wärmebehandlungszustand T4 (links) und T4_{5h} (rechts).

Abbildung 5.53 zeigt den Vergleich der unverstärkten und verstärkten Proben in den warmausgelagerten Wärmebehandlungszuständen T6 (links) und T8 (rechts). In beiden Fällen kann eine Steigerung der Festigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Duktilität im Vergleich zum T4-Zustand festgestellt werden, wobei die höchste Festigkeit im T8-Zustand erzielt wird, bei ähnlich hoher Duktilität wie im T6-Zustand. Die Verbundproben im T6-Zustand (Abbildung 5.53 (links)) zeigen einen steilen Anstieg der Nennspannung bis zur Zugfestigkeit von etwa 500 MPa. Nach Erreichen der Zugfestigkeit kommt es zu einem zunächst flachen linear verlaufenden, dann steileren Kraftabfall mit einhergehender Einschnürung der Probe bis zum Verstärkungselementversagen bei einer Totaldehnung von

etwa $\epsilon_t \approx 8\%$. Unmittelbar nach Verstärkungselementversagen kommt es an gleicher Stelle zum Bruch der Probe.

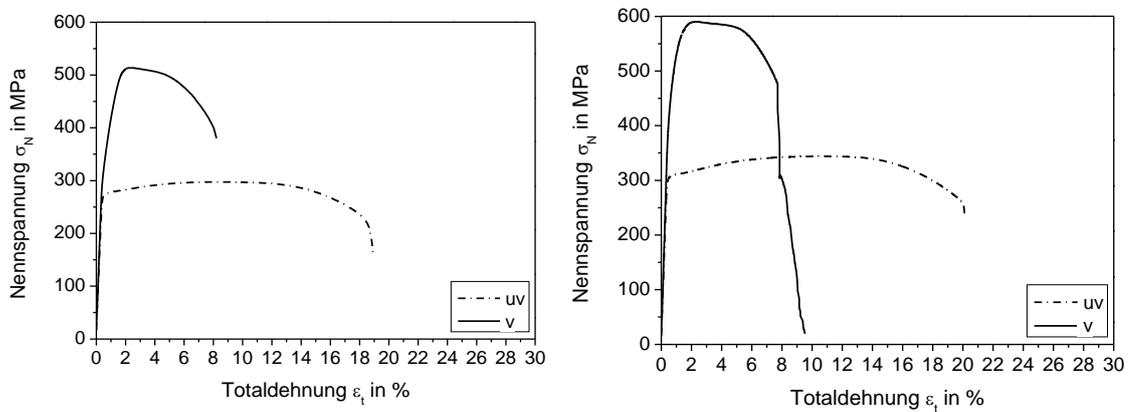


Abbildung 5.53

Exemplarische Zugverfestigungskurven von verstärkten (v) und unverstärkten (uv) Proben im Wärmebehandlungszustand T6 (links) und T8 (rechts).

Im in Abbildung 5.53 (rechts) dargestellten Verlauf der T8-Verbundprobe zeigt sich ein ähnlicher Verlauf nach Erreichen der Zugfestigkeit von etwa 580 MPa. Nach Verstärkungselementbruch bei $\epsilon_t \approx 8\%$, ist ein relativ gering ausgeprägter Bereich IV mit Verformung der Restmatrix bis zum endgültigen Probenbruch bei $\epsilon_t \approx 9\%$ zu erkennen.

Tabelle 5.4 gibt einen Überblick über die gemessenen mechanischen Eigenschaften der unverstärkten und verstärkten Proben.

Tabelle 5.4 Überblick über die gemessenen mechanischen Eigenschaften im Zugversuch des Verbundsystems EN AW-6082 + 1.4310 [Tün11] [Ree16]

	Zustand	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Härte HB	E [GPa]	$\epsilon_{b,t}$ [%]
Verbund	T4 _L	176,1 ± 8,2	417,9 ± 21,5	66,6 ± 0,7	74,7 ± 6,8	14,2 ± 2,7
	T4	205,6 ± 7,3	429,9 ± 8,5	78,5 ± 1	79,9 ± 4,2	16,4 ± 3
	T4 _{5h}	210,1 ± 7,7	435,4 ± 17,9	76,8 ± 0,9	73,2 ± 0,7	9,1 ± 2,1
	T6	380,8 ± 0,8	502,8 ± 11,5	97,6 ± 2,8	78,7 ± 3,7	8,1 ± 0,1
	T8	488,5 ± 21,7	578 ± 18	111,7 ± 2,6	79,5 ± 5,1	6,2 ± 1,4
Matrix	T4 _L	114,1 ± 5,6	236 ± 14	61,6 ± 2,6	64,3 ± 3,2	25,3 ± 0,8
	T4	141,9 ± 4	279,5 ± 3,5	78,4 ± 1	64,4 ± 0,7	29,2 ± 0,6
	T6	285,5 ± 1,8	311,3 ± 2,5	97,6 ± 2,8	65,7 ± 1,1	19,7 ± 0,3
	T8	302,2 ± 5,1	339,7 ± 4,8	113 ± 1,3	66,9 ± 1,7	19,9 ± 0,6

Mechanische Eigenschaften des Verstärkungselementes

Abbildung 5.54 zeigt exemplarische Zugverfestigungskurven der Verstärkungselemente im Grundzustand und nach Wärmebehandlungen analog zur Wärmebehandlung der Verbundprofile. Es ist dabei in allen Zuständen ein übereinstimmendes Verhalten zu beobachten. Der Draht zeigt plastische Verformung ab ca. 1 % Totaldehnung bis zu einer Bruchtotaldehnung von etwa 1,95 %.

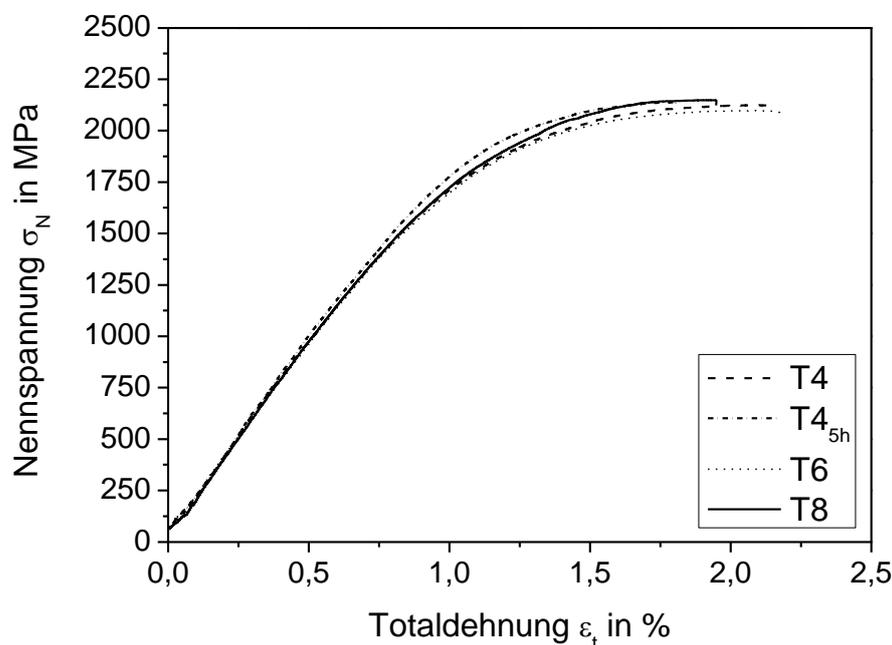


Abbildung 5.54

Exemplarische Zugverfestigungskurven nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen in Anlehnung an die Wärmebehandlungszustände der Matrix

Die mechanischen Kennwerte können Tabelle 5.5 entnommen werden. Dabei ist ersichtlich, dass die bei der Wärmebehandlung auftretenden Temperatur-Zeit-Profile keinen nennenswerten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften besitzen. Es kann lediglich festgestellt werden, dass die Festigkeitskennwerte leicht ansteigen bei zusätzlicher Wärmebehandlung.

Tabelle 5.5 Mechanische Eigenschaften des Verstärkungselementes nach den durchgeführten Wärmebehandlungen

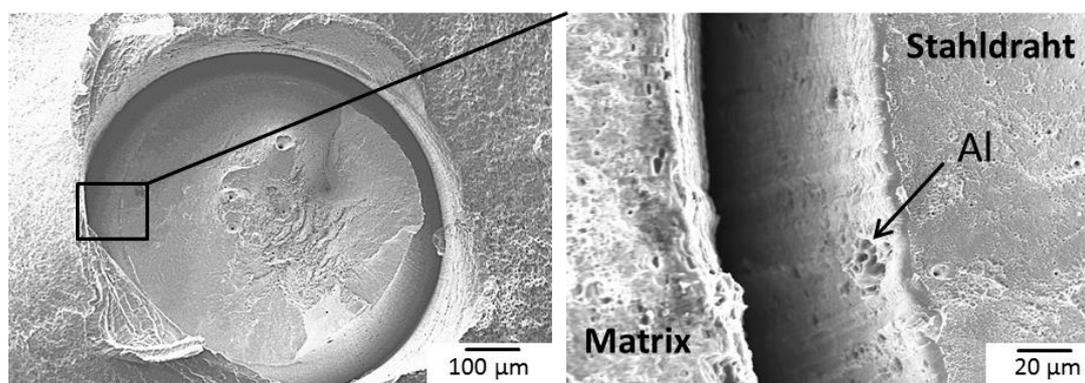
Zustand	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	E [GPa]	$\epsilon_{b,t}$ [%]
Grundzustand	1954±43	2050±89	195±41	1,94±0,13
T4 _{5h}	1997±87	2108±27	192±132	1,95±0,2
T6	1984±65	2181±11	195±50	1,95±0,05
T8	1952±52	2134±13	194±65	2,05±0,1

Metallographische und fraktographische Analyse des Grenzflächenversagens im Zugversuch

Um das Schädigungsverhalten unter Zugbeanspruchung an der Grenzfläche qualitativ zu analysieren wurden nach den Zugversuchen fraktographische, als auch metallographische Untersuchungen mit Fokus auf der Grenzflächenschädigung durchgeführt.

Fraktographische Untersuchungen

Abbildung 5.55 zeigt den Bereich der Bruchfläche einer T4-Probe um das Verstärkungselement. Es ist zu erkennen, dass der Draht sich duktil verformt hat und eine leichte Teller-Tassen-förmige Ausbildung der Bruchfläche aufweist. Im Bereich der Einschnürung zeigt sich die Ablösung von der Grenzfläche. Während in der Übersicht, die Drahtoberfläche sehr glatt erscheint, so offenbart die Vergrößerung deutlich Aluminiumanhaftungen am Draht.

**Abbildung 5.55**

REM-Aufnahme der Bruchfläche einer verstärkten T4-Probe (links: Übersicht der Grenzfläche, rechts: Detailaufnahme an der Grenzfläche zwischen Al-Matrix und Stahldraht) [Tün11]

Abbildung 5.56 zeigt in analoger Weise die Bruchfläche einer T6-Probe. Das Schädigungsbild ist ähnlich, jedoch sind am Draht Schädigungsstellen festzustellen, wobei die Ablösung an dieser Stelle auf der Matrixseite eine größere Zerklüftung aufweist. Eine Zuordnung, ob diese bereits durch die Herstellung eingebracht wurde, oder während der Zugverformung entstand, kann nicht getroffen werden. Das Schädigungsbild ähnelt allerdings den im Querschliff festgestellten Drahtschädigungen.

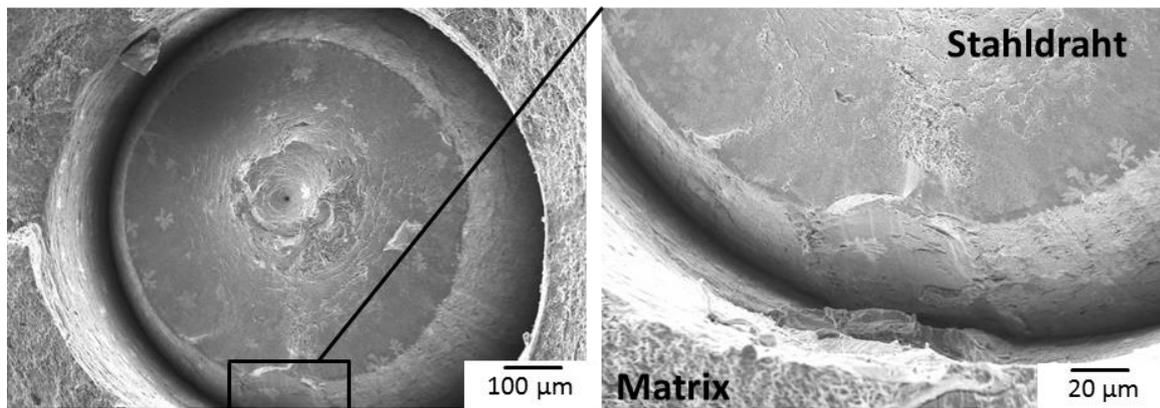


Abbildung 5.56

REM-Aufnahme der Bruchfläche einer verstärkten T6-Probe (links: Übersicht der Grenzfläche, rechts: Detailaufnahme an der Grenzfläche [Tün11])

Abbildung 5.57 zeigt die Bruchfläche einer verstärkten T8-Probe. Das Bruchbild ähnelt dem der T6-Proben.

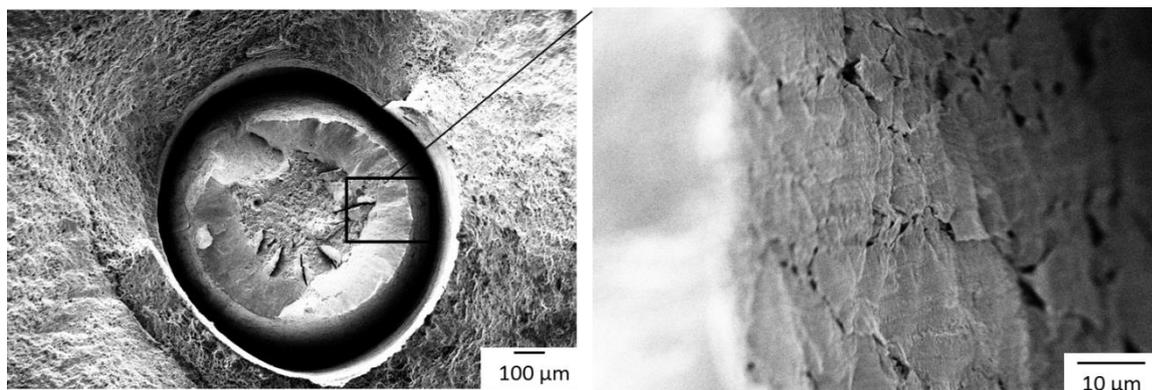


Abbildung 5.57

REM-Aufnahme einer Bruchfläche einer verstärkten T8-Probe (links: Übersicht der Grenzfläche, rechts: Detailaufnahme an der Grenzfläche)

Dabei zeigt sich auch hier eine fest anhaftende Schicht auf der Drahtoberfläche, wobei diese deutlich von Rissen und Poren durchzogen ist.

Auf Abbildung 5.58 ist die Bruchfläche einer T4_{5h}-Probe zu sehen. Dabei ist eine deutlich geringere Einschnürung des Verstärkungselementes gegenüber den restlichen Wärmebehandlungszuständen zu verzeichnen.

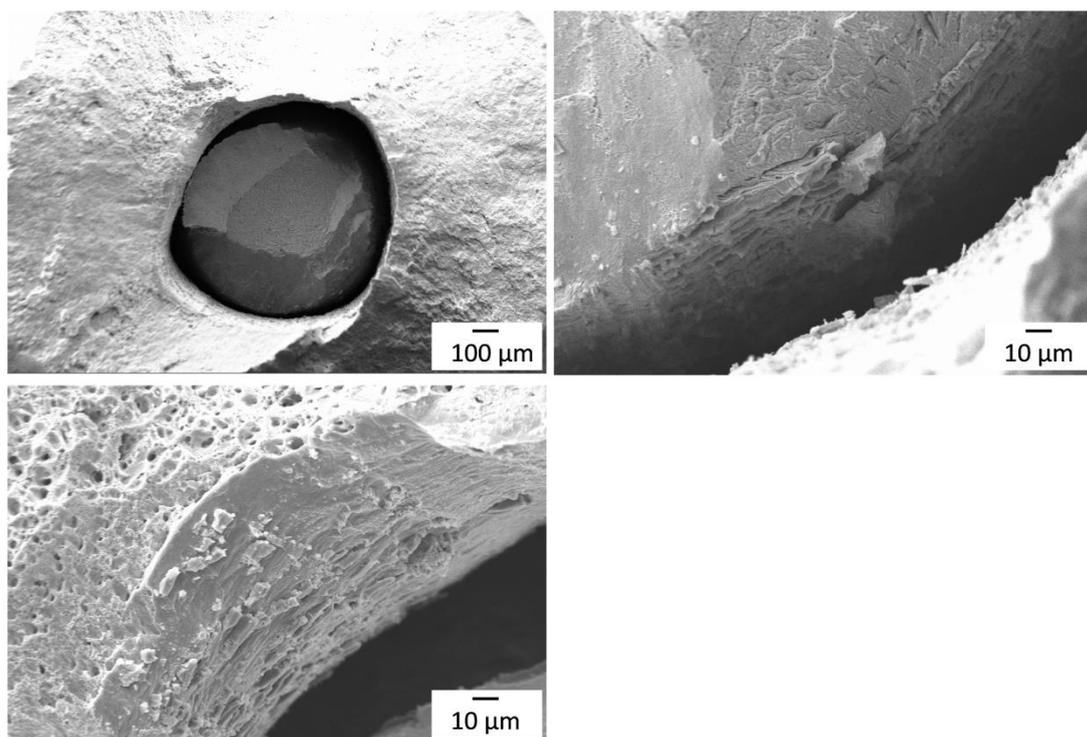


Abbildung 5.58

REM-Aufnahme einer Bruchfläche einer verstärkten T4_{5h}-Probe (links: Übersicht der Grenzfläche, rechts: Detailaufnahme an der Grenzfläche zwischen Al-Matrix und Stahldraht)

Sowohl auf der Drahtoberfläche als auch auf der Matrixseite der Grenzfläche sind Partikelförmige Anhaftungen nachzuweisen. Das Bruchbild der Matrix weist dabei ein sehr duktiles Bruchverhalten, entsprechend dem T4-Zustand, auf.

Metallographische Untersuchungen

Zur Analyse des Schädigungsverhaltens unter Zugbeanspruchung wurden Längsschliffe an geprüften Proben entlang der Probenachse angefertigt. Abbildung 5.59 zeigt Längsschliffe der Proben aus den Wärmebehand-

lungszuständen T4, T6 und T8. Im Wärmebehandlungszustand T4 ist eine mehrfache Einschnürung des Verstärkungselementes (Pfeile) zu erkennen in Verbindung mit einer äußeren Einschnürung der Matrix. Es ist keine mikroskopisch feststellbare Ablösung des Verstärkungselementes von der Matrix zu erkennen. Im Wärmebehandlungszustand T6 ist dagegen keine weitere Einschnürstelle erkennbar.

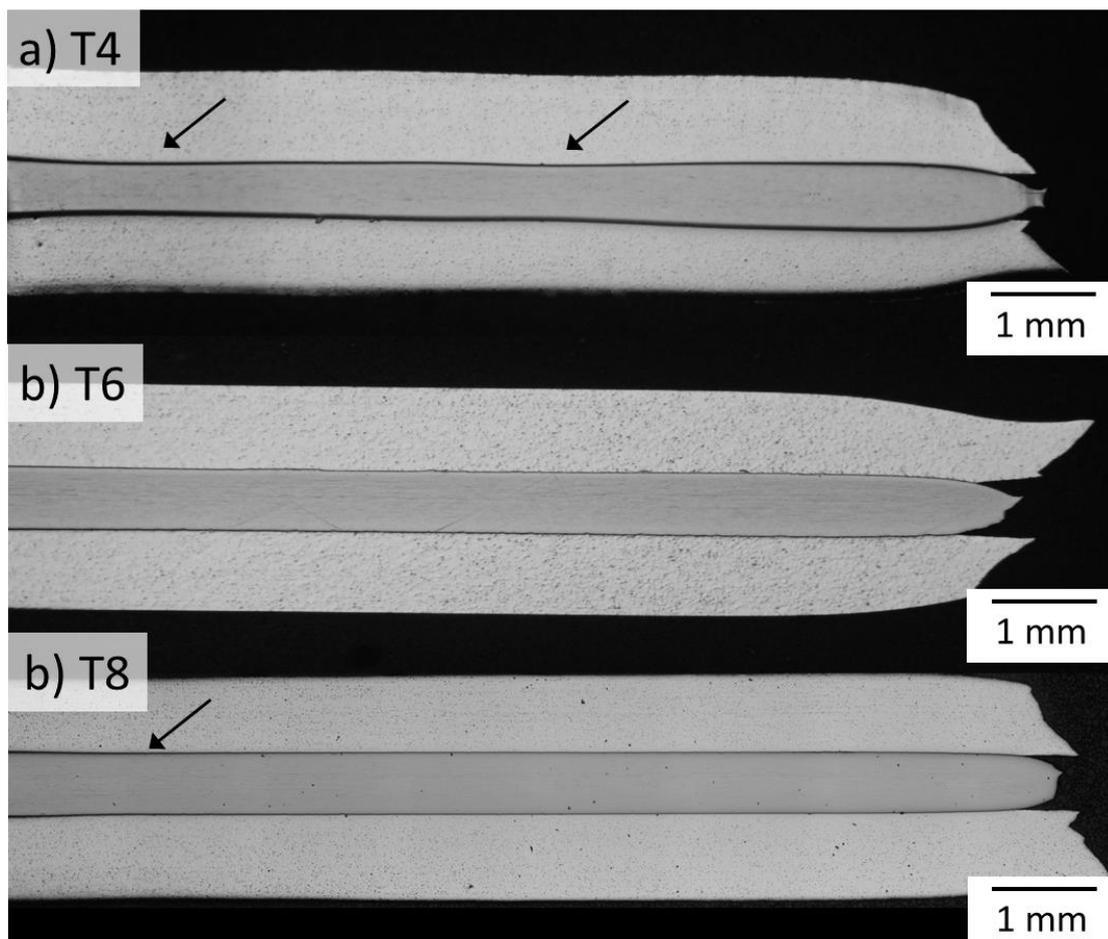


Abbildung 5.59

Längsschliffe an geprüften Proben in den Wärmebehandlungszuständen a) T4 b) T6
c) T8

Auch die restliche Matrix zeigt nur Zeichen einer Einschnürung im Bereich des Bruches. Im Wärmebehandlungszustand T8 kann neben der Einschnürung im Bereich des Bruches eine weitere Einschnürstelle (Pfeil) festgestellt werden. Jedoch fällt diese deutlich geringer aus als im Wärmebehandlungszustand T4.

Abbildung 5.60 zeigt den Längsschliff einer T4_{5h}-Probe. Hier sind deutliche Unterschiede zu den restlichen Wärmebehandlungszuständen zu verzeichnen. Neben der Einschnürstelle im Bereich des Bruchs ist eine weitere Stelle mit deutlicher Einschnürung und einhergehender Ablösung des Verstärkungselements zu verzeichnen. Auf dem Draht anhaftend können Reste der Reaktionsschicht erkannt werden. Entlang der gesamten Drahtoberfläche sind Grenzflächenablösungen in der Reaktionsschicht zu beobachten mit teils deutlicher Spaltbildung.

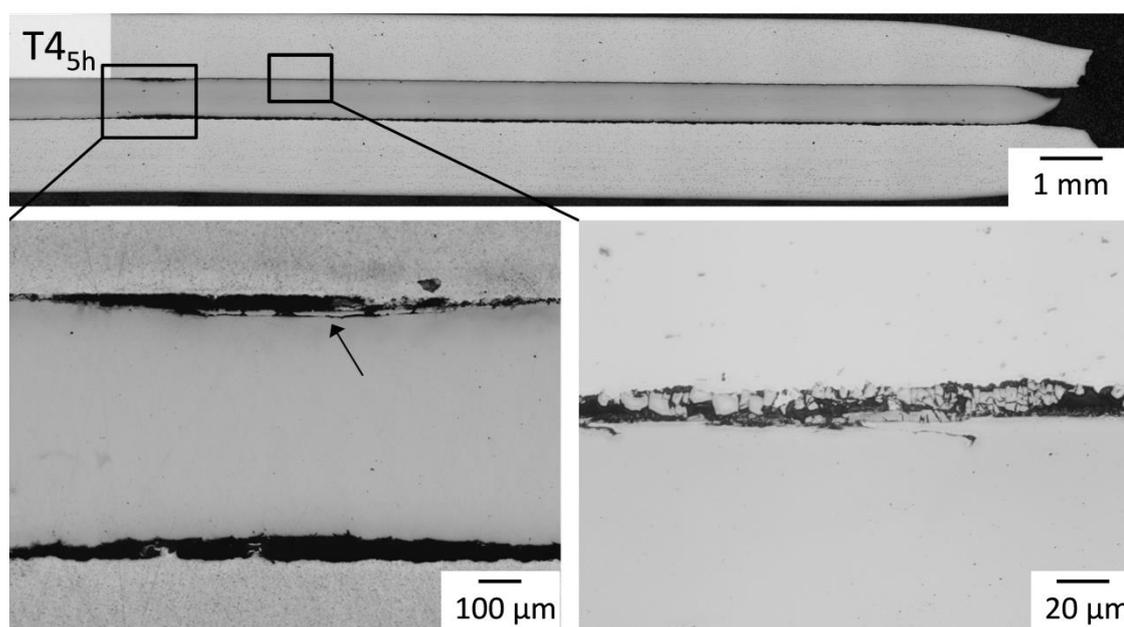


Abbildung 5.60

Längsschliff einer geprüften Probe im Wärmebehandlungszustand T4_{5h} mit Detailaufnahmen der Grenzfläche

5.3.2 Modellierung und Simulation des Zugversuchs

Modellierung nach Kelly

Das in Kapitel 2.5.4 vorgestellte Modell nach [Kel65b] und [Cou00] erlaubt eine einfache Abschätzung der mechanischen Eigenschaften. Durch die Modifikationen dieses Modells von [Mer12] nach [Mil69] ist zudem eine präzisere Vorhersage der Dehnungskennwerte bis Verstärkungselementversagen bzw. bis Einschnürungsbeginn der Verstärkungselemente mög-

lich. Berücksichtigt man zusätzlich noch die Verfestigung des Matrixmaterials bis zum Verstärkungselementbruch, so kann nach [Ham12] eine bessere Vorhersage der Verbundzugfestigkeit erreicht werden, sofern die Verstärkungselementdehnung im Verbund diejenige des einzelnen Verstärkungselementes überschreitet.

Tabelle 5.6 zeigt die Übersicht der experimentell ermittelten Verbundeigenschaften und der Vorhersagen nach dem modifizierten Kelly-Modell.

Tabelle 5.6 Berechnete Erwartungswerte nach dem Kelly-Modell (E^* , R_m^* , $A_{g,t}^*$) und experimentell bestimmte Kennwerte

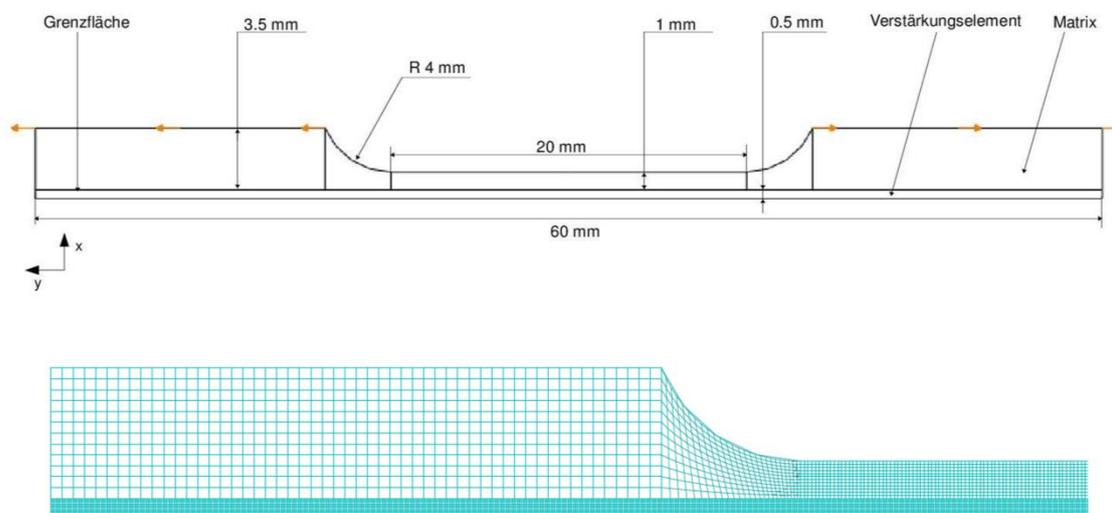
Zustand	$E_i(E_{II})$ [GPa]	$E_i^*(E_{II}^*)$ [GPa]	R_m [MPa]	R_m^* [MPa]	$A_{g,t}$ [%]	$A_{g,t}^*$ [%]
T4	76(20)	74(19)	430	464	12,4	12,4
T4_{5h}	73(23)	77(23)	435	457	8,8	11,9
T6	78(18)	78(18)	503	500	2,3	5,2
T8	91(17)	90(19)	578	540	1,8	6,8

Es ist ersichtlich, dass die Vorhersage der Steifigkeitskennwerte sehr gut gelingt. Die Zugfestigkeit wird in den Zuständen T4, T4_{5h} leicht überschätzt, während es im Zustand T6 und T8 zu einer guten Übereinstimmung bzw. leichten Unterschätzung der Festigkeitskennwerte kommt. Die nach [Mil69] abgeschätzten Verbundgleichmaßdehnungen zeigen eine sehr gute Übereinstimmung im Zustand T4, in den restlichen Zuständen wird diese überschätzt.

FE-Simulation

Zur Modellierung des Zugversuches wurde unter Ausnutzung der Symmetriebedingungen ein achsensymmetrisches Halbschnittmodell mit einer Verschiebungsrandbedingung auf der Probenkopfaußenfläche in positive, sowie negative y-Richtung verwendet (siehe Abbildung 5.61). Die Vernetzung des Zugstabmodells ist exemplarisch am Viertelschnitt dargestellt.

Die Verstärkungselementoberfläche wurde hierbei als Slave-Fläche gewählt und deutlich feiner vernetzt.


Abbildung 5.61

Verwendete Modellgeometrie (oben) und Vernetzung des Zugstabmodells (unten)

Einfluss der Radialnormalfestigkeit

Zur Untersuchung des Einflusses der Radialnormalfestigkeit auf das Verhalten des Verbundes im Zugversuch, wurden zunächst unterschiedliche Normalfestigkeiten zwischen 9 und 17 MPa vorgegeben [Bit14]. Abbildung 5.62 zeigt die simulativ bestimmten Zugverfestigungskurven und im Vergleich eine experimentell bestimmte Zugverfestigungskurve im Zustand T4. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, beeinflusst die vorgegebene Radialnormalfestigkeit die Gleichmaßdehnung des Verbundes und den Verlauf der Spannung im Bereich der Einschnürung. Niedrige Radialnormalfestigkeiten führen zu einer Verkleinerung der Gleichmaßdehnung und dementsprechend zu einem frühzeitigeren Beginn der Einschnürdehnung des Verbundes. Es ist zu erkennen, dass niedrige Radialnormalfestigkeiten zu einem stärkeren Abfall der Spannung während des Einschnürens führen. Im Vergleich zum Experiment zeigt dabei eine vorgegebene Radialnormalspannung von 9 MPa die beste Übereinstimmung in Bezug auf Gleichmaßdehnung und Kurvenverlauf im Einschnürdehnungsbereich des Verbundes. Des Weiteren ist festzustellen, dass die Simulation den elastischen Bereich der Zugverfestigungskurve sehr gut abbildet und eine gute Übereinstim-

mung der Dehngrenze zu verzeichnen ist. Die Zugfestigkeit des Verbundes wird jedoch um ca. 10 % überschätzt.

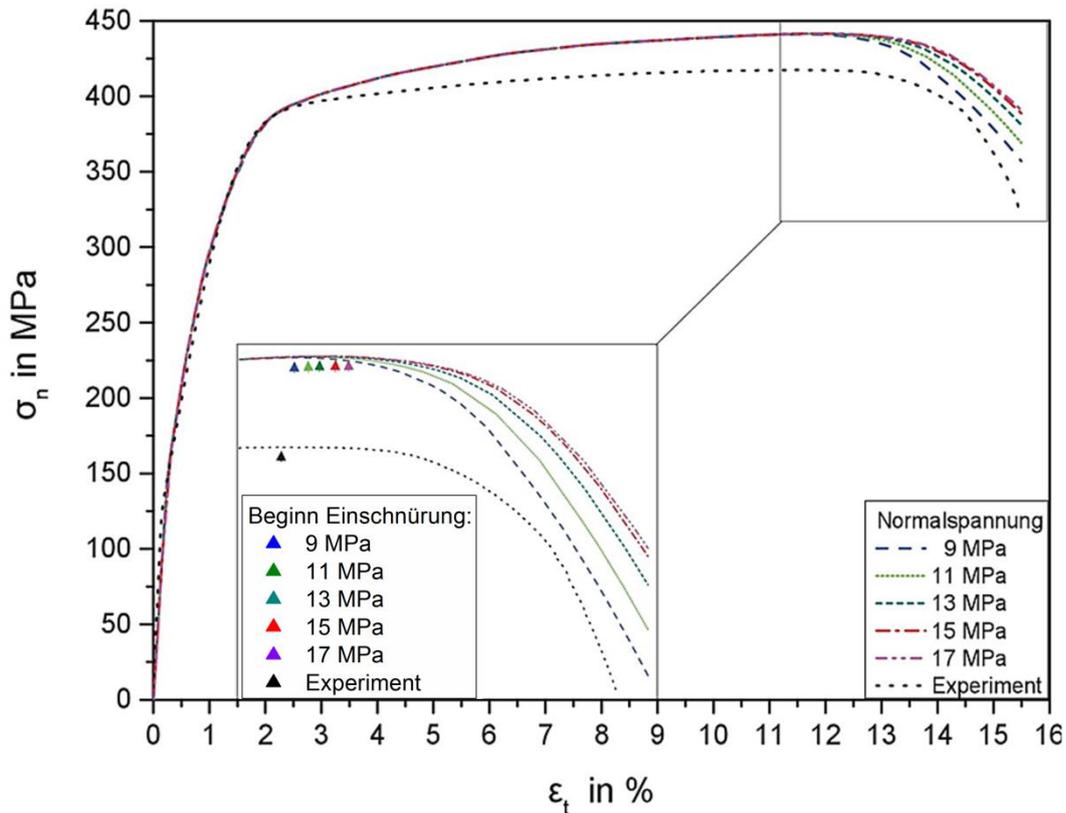


Abbildung 5.62

Simulativ bestimmte Zugverfestigungskurven und Beginn der Probeneinschnürung bei unterschiedlichen Radialnormalfestigkeiten der Grenzfläche und Abgleich mit dem Experiment

Abbildung 5.63 visualisiert das Einschnürverhalten bei $\epsilon_t = 14\%$ bei variierten Radialnormalfestigkeiten der Grenzfläche. Es ist zu erkennen, dass die Ablösung des Verstärkungselementes mit zunehmender Grenzflächenormalfestigkeit abnimmt. Bei einer Radialnormalfestigkeit von 17 MPa ist keine Ablösung des Verstärkungselementes mehr ersichtlich.

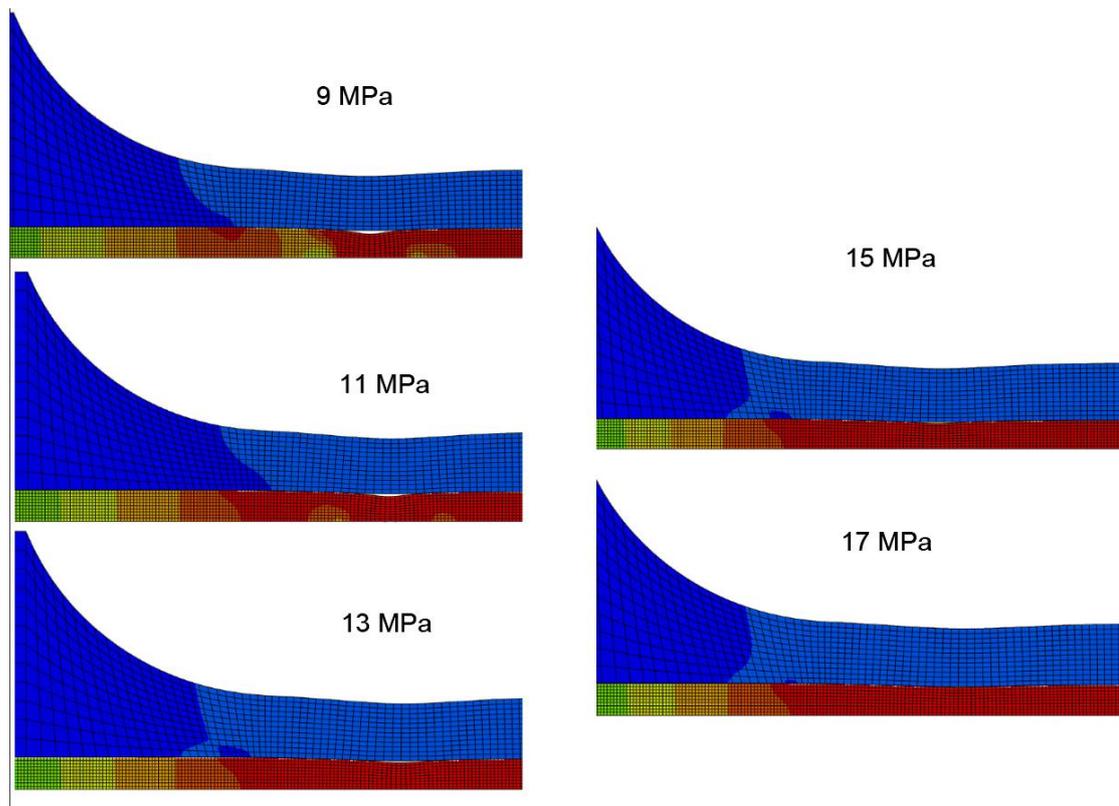


Abbildung 5.63

Qualitative Analyse des Verformungsverhalten bei unterschiedlichen Radialnormalfestigkeiten bei einer Totaldehnung von $\epsilon_t = 14\%$

Abbildung 5.64 zeigt den Scherspannungsverlauf in der gesamten Probe. Es werden simulativ zwei Einschnürstellen ermittelt, die in kurzer zeitlicher Abfolge nacheinander auftreten und mit einer Ablösung der Verstärkungselemente verknüpft sind. Charakteristisch ist die Initiierung der Einschnürstellen im Bereich des Übergangs von Probenkopf zur Messtrecke, also an der Stelle mit höchster Kerbwirkung.

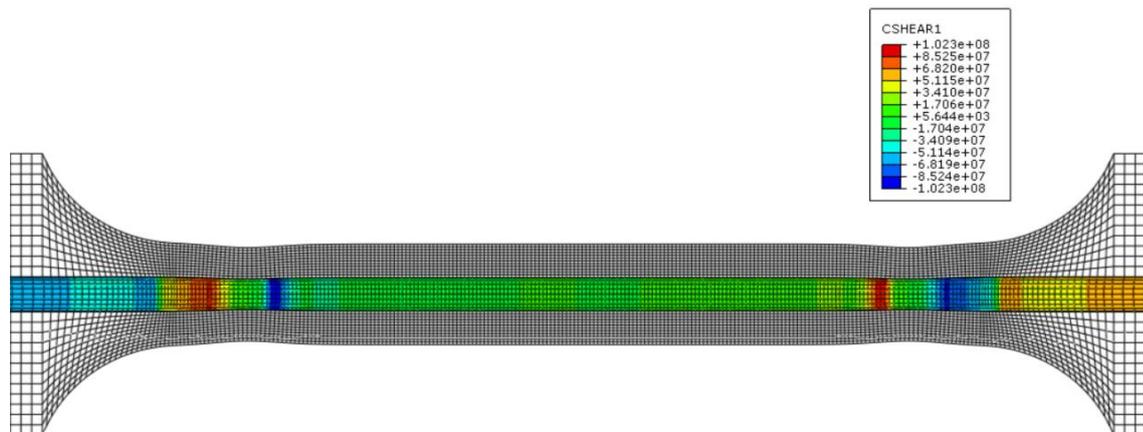


Abbildung 5.64

Schubspannungsverteilung (in Pa) in der Probe bei einer Totaldehnung von $\varepsilon_t = 14\%$
 ($\sigma_{rad,n} = 11\text{ MPa}$)

5.3.3 Korrosive Beanspruchung

Durch den Kontakt zwischen Stahldraht und Aluminiummatrix, sowie stochastisch verteilte Fehlstellen, birgt die Grenzfläche ein deutlich erhöhtes Risiko für Korrosionseffekte, wie Kontaktkorrosion oder Spaltkorrosion. Je nach Ausbildung der Grenzfläche, chemischer Zusammensetzung und Korrosionsmedium kann die Intensität bzw. Schädlichkeit dieser Effekte deutlich variieren. Im folgenden Abschnitt soll das Korrosionspotenzial in den ausgewählten Medien und die Auswirkungen auf die Grenzflächenschädigung in den Wärmebehandlungszuständen T4, T4_{5h}, T6 und T8 untersucht werden. T4 dient dabei als Referenz während T4_{5h} das Korrosionsverhalten bei vorhandener intermetallischer Phase abbildet, T6 und T8 bieten den Vergleich zu vollausgehärteten Zuständen, während T8 durch eine höhere Defektdichte ein höheres Risiko der Spaltkorrosion aufweist. Die Grenzflächenschädigung wird zunächst qualitativ anhand mikroskopischer und rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen beurteilt. Als Maß für die Grenzflächenschädigung wird die nach Auslagerung gemessene Debondingscherfestigkeit herangezogen.

Für die drei ausgewählten Korrosionsmedien ist in Abbildung 5.65 und Abbildung 5.66 die Entwicklung der Grenzflächenscherfestigkeit über der

Auslagerungszeit für jeden untersuchten Wärmebehandlungszustand dargestellt [Ave13].

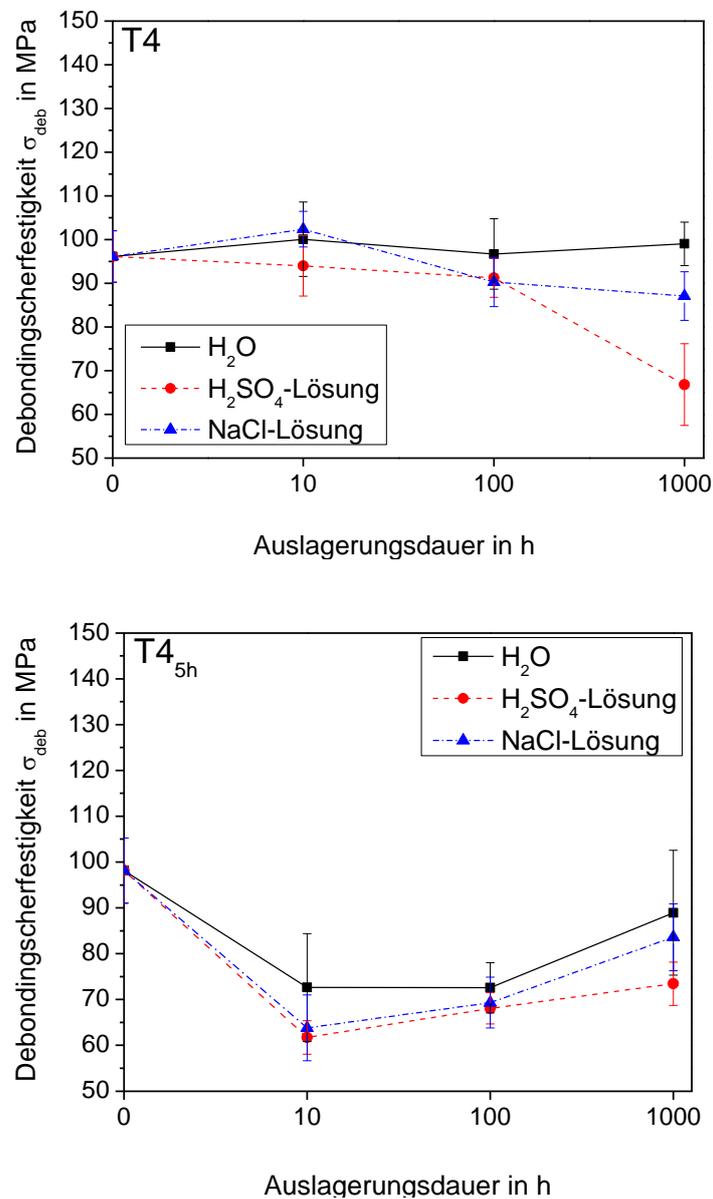


Abbildung 5.65

Entwicklung der Debondingscherfestigkeit bei Auslagerung in den Korrosionsmedien für die Wärmebehandlungszustände T4 und T4_{5h}

Wärmebehandlungszustand T4:

Die Auslagerung der T4 Proben in destilliertem Wasser beeinflusst die Grenzflächenscherfestigkeit nur unwesentlich. Die gemessenen Debon-

dingscherfestigkeiten liegen auch nach 1000 h Auslagerungszeit im Streubereich des Ausgangszustandes ($96,1 \text{ MPa} \pm 5,9$). Nach Auslagerung in der NaCl-Lösung ist nach 100 Stunden ein Abfall der Debondingscherfestigkeit um ca. 6 MPa auf 90 MPa zu beobachten. Nach 1000h wird nur noch eine Debondingscherfestigkeit von 87 MPa erreicht, was einer Reduktion der Debondingscherfestigkeit um ca. 9,5 % entspricht. In der H_2SO_4 -Lösung ist nach 100h Auslagerung ein Abfall auf ca. 91 MPa zu beobachten. Nach 1000 h ist eine starke Abnahme um ca. 30,5% auf 66,8 MPa zu konstatieren.

Wärmebehandlungszustand T4_{5h}:

Im Wärmebehandlungszustand T4_{5h} wurde für alle Korrosionsmedien ein ähnlicher Verlauf der Debondingscherfestigkeit über der Auslagerungsdauer festgestellt. Die Debondingscherfestigkeit nimmt dabei in allen Korrosionsmedien nach 10 h deutlich ab, während die Abnahme in destilliertem Wasser am schwächsten (-26 %) und in der Schwefelsäurelösung am stärksten ausgeprägt ist (-37,5 %). Die NaCl-Lösung weist eine Abnahme von σ_{deb} um etwa 35,5% auf. Im weiteren Verlauf bleibt die gemessene Debondingscherfestigkeit nach 100 h in destilliertem Wasser konstant, in der NaCl-Lösung und der H_2SO_4 -Lösung kommt es in beiden Fällen dagegen zu einem Anstieg von σ_{deb} um etwa 10 % (NaCl-Lsg.: 68 MPa, H_2SO_4 -Lsg.: 69,3 MPa). Nach 1000 h kommt es in allen Korrosionsmedien zu einem Wiederanstieg von σ_{Deb} . Am stärksten ist dieser Effekt bei Auslagerung in der NaCl-Lösung zu beobachten. Hier liegt die Endfestigkeit nach 1000 h bei rund 83,6 MPa. In der H_2SO_4 -Lösung wurden 73,5 MPa und in destilliertem Wasser 88,9 MPa gemessen.

Wärmebehandlungszustand T6:

Im Wärmebehandlungszustand T6 zeigen die ausgelagerten Proben in destilliertem Wasser und der H_2SO_4 -Lösung nach 10 h zunächst einen geringfügigen Anstieg der gemessenen Scherfestigkeiten. Nach 100 h wird hier dann wieder das Ausgangsniveau erreicht. Nach 1000 h beträgt die Abweichung von der Debondingscherfestigkeit im Ausgangszustand bei

H₂SO₄-Lösung etwa -15,8 % (89,7 MPa). Bei H₂O und NaCl-Lösung beträgt die Abweichung jeweils nur ca. 2 % und liegt damit im Streubereich des Ausgangszustandes. Auffallend ist allerdings, dass die Standardabweichungen nach 1000 h im Vergleich zu anderen Wärmebehandlungszuständen relativ hoch sind.

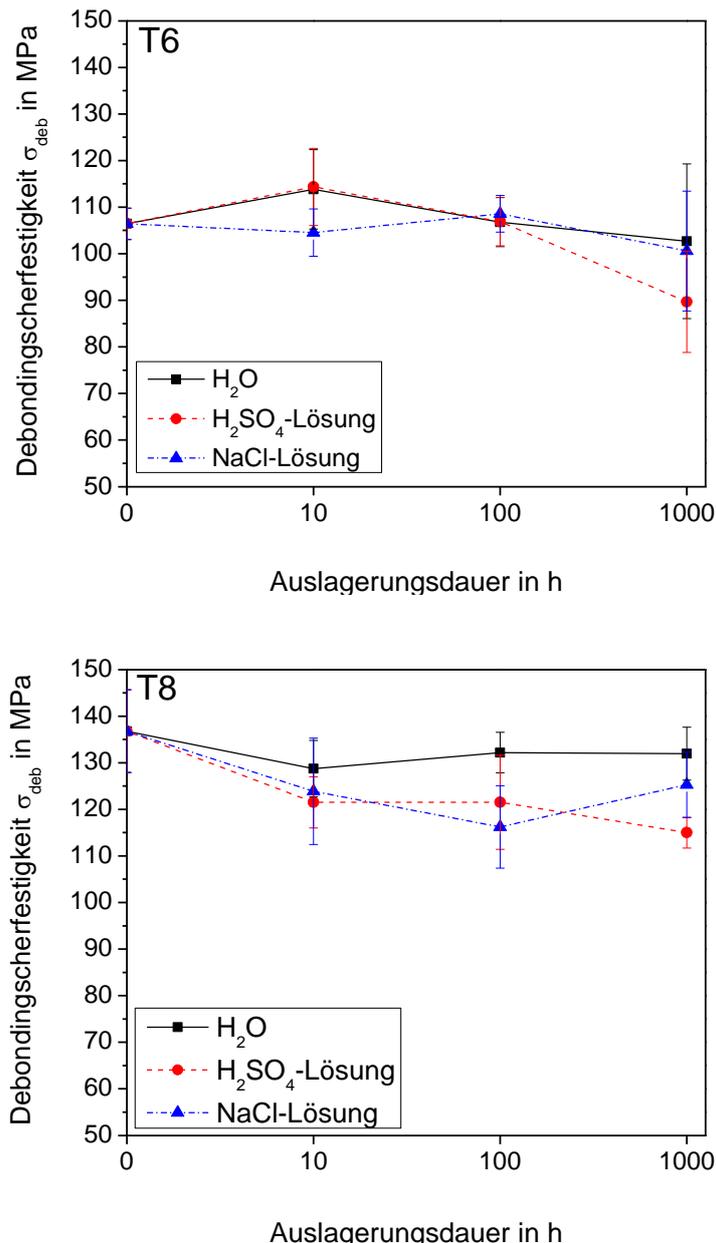


Abbildung 5.66

Entwicklung der Debondingscherfestigkeit bei Auslagerung in den Korrosionsmedien für die Wärmebehandlungszustände T6 und T8

Wärmebehandlungszustand T8:

Wie bei den anderen Wärmebehandlungszuständen zeigt auch im Zustand T8 destilliertes Wasser den geringsten Effekt auf die Debondingscherfestigkeit, diese nimmt jedoch ab 10 h leicht ab und verbleibt auf diesem Niveau. Nach 1000 h ist die Debondingscherfestigkeit bei den in verdünnter Schwefelsäure gelagerten Proben am geringsten, was ebenfalls dem Verhalten der anderen Wärmebehandlungszustände entspricht. Die Grenzflächenscherfestigkeit geht von 136,8 MPa im Ausgangszustand auf 115 MPa zurück. Auffällig beim T8-Zustand ist der Wiederanstieg der Grenzflächenfestigkeit bei den in NaCl-Lösung gelagerten Proben zwischen 100 h (116,2 MPa) und 1000 h (125,3 MPa).

Metallographische Untersuchungen

Abbildung 5.67 zeigt exemplarisch die Grenzflächenschädigung nach 1000 h Auslagerung in NaCl-Lösung anhand des Wärmebehandlungszustandes T8. Die Schädigungsbilder der Zustände T4 und T6 zeigen einen analogen Befund. Ausgehend von der Probenoberfläche lässt sich ein von außen nach innen wachsender Spalt beobachten, wobei die Oberfläche stark angegriffen wird und die Korrosion hauptsächlich durch Auflösung der Aluminiummatrix voranschreitet.

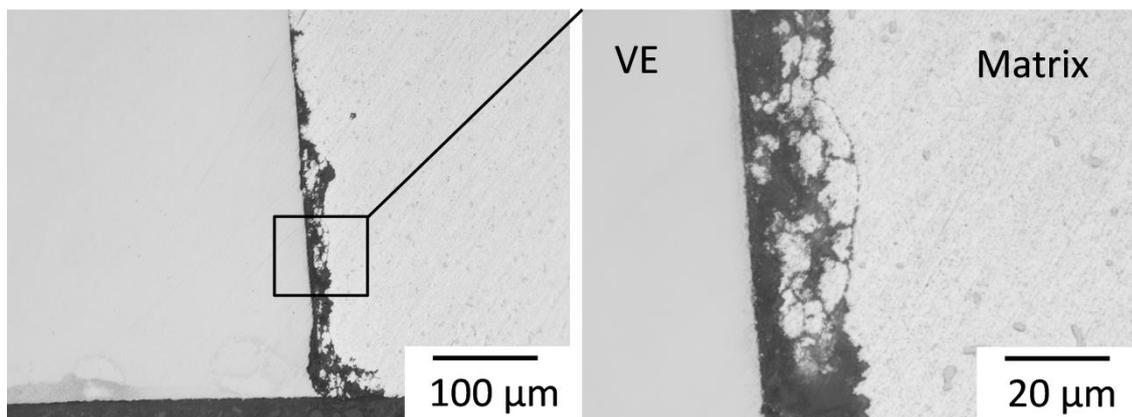


Abbildung 5.67

Grenzflächenschädigung nach 1000 h in NaCl-Lösung (Wärmebehandlungszustand T8)

In der Vergrößerung ist zu erkennen, dass die Auflösung der Aluminiummatrix, entlang des bereits festgestellten feinkörnigen Saumes um das Verstärkungselement, weitestgehend durch interkristalline Korrosion erfolgt, wobei Aluminiumfragmente in der Größenordnung der Korngröße im Spalt verbleiben.

Abbildung 5.68 zeigt exemplarisch die Grenzflächenschädigung für den Wärmebehandlungszustand T4_{5h}. Hier wird die Korrosion hauptsächlich durch Auflösen der intermetallischen Schicht zwischen Matrix und Verstärkungselement geprägt. Die Auflösung erfolgt dabei bevorzugt zwischen Schicht und Aluminiummatrix, wobei bereits nach 10 h ein fast durchgängiger Spalt entlang dieser Grenzfläche entstanden ist.

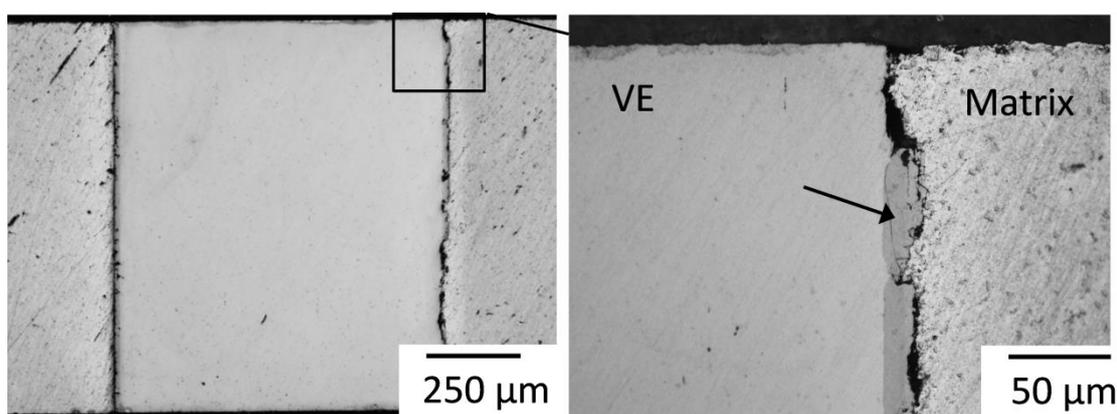
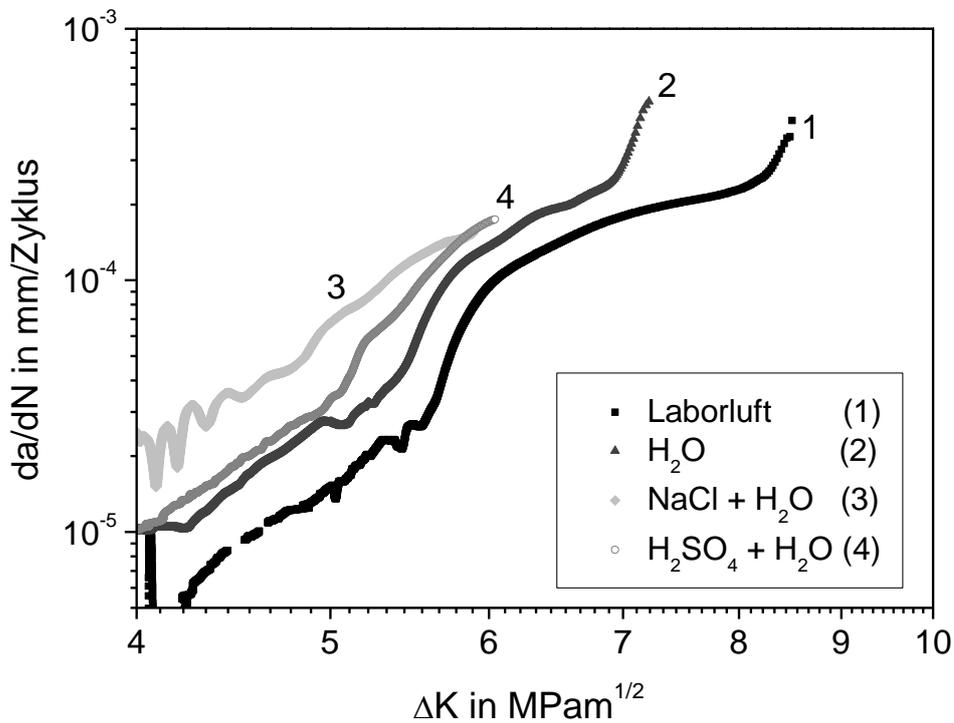


Abbildung 5.68

Grenzflächenschädigung nach 10 h in H₂SO₄-Lösung (Wärmebehandlungszustand T4_{5h})

5.3.4 Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung

Zur Bewertung der Degradation der Grenzfläche unter zyklischer Beanspruchung wurden Rissausbreitungsversuche an Laborluft und bei Überlagerung mit korrosiver Beanspruchung durchgeführt [Got12] [Ree13]. Abbildung 5.69 zeigt die ermittelten Rissausbreitungskurven in den unverstärkten Profilen.

**Abbildung 5.69**

Repräsentative Rissausbreitungskurven für unverstärkte Proben (EN AW-6082 – T4)

Hier wird die größte Rissausbreitungsgeschwindigkeit bei Beaufschlagung mit Natriumchloridlösung beobachtet, gefolgt von der Schwefelsäurelösung und destilliertem Wasser. Die an Laborluft geprüften Proben zeigen erwartungsgemäß die geringsten Rissausbreitungsgeschwindigkeiten. Die Korrosionsmedien führen demnach zu einem deutlich beschleunigten Risswachstum und damit zu reduzierten Lebensdauern bei zyklischer Beanspruchung.

Abbildung 5.70 zeigt die Rissausbreitungskurven der verstärkten Proben. Auch hier zeigt sich der Einfluss der korrosiven Überlagerung in einer Parallelverschiebung der Rissausbreitungskurven zu höheren Rissausbreitungsgeschwindigkeiten.

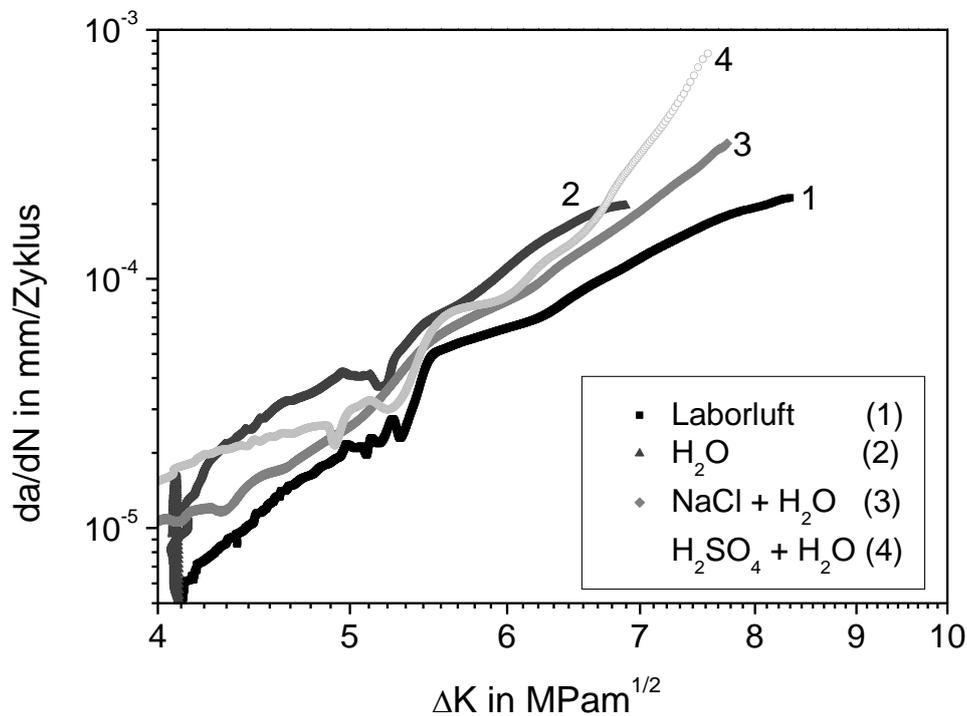


Abbildung 5.70

Repräsentative Rissausbreitungskurven für verstärkte Proben (EN AW-6082 –T4 + 1.4310)

Das schnellste Risswachstum wird in den verstärkten Proben allerdings in destilliertem Wasser erreicht, gefolgt von der Schwefelsäurelösung und der NaCl-Lösung. Es ist festzustellen, dass im verstärkten Fall die Verschiebung der Rissausbreitungskurven deutlich geringer ausfällt als im reinen Matrixmaterial und die Kurven enger beieinander liegen. Bei qualitativer Betrachtung der Kurvenverläufe fällt auf, dass in allen Verbundproben und teilweise in den unverstärkten Proben (Kurve 1 und 2) im Bereich zwischen $\Delta K \approx 5,3 - 5,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ein Bereich erhöhter Steigung festzustellen ist, gefolgt von einem erneuten Abknicken der Kurve und in danach resultierenden Steigungen im Bereich der Ausgangswerte.

Abbildung 5.71 zeigt die Bruchfläche einer an Laborluft zyklisch geprüften verstärkten Probe. Anrissfläche und Restbruchfläche wurden in der Zeichnung markiert. Die Bruchfläche ist geprägt von einer ausgeprägten Scher-

lippenbildung, insbesondere an den Probenrändern und in der Probenmitte im Bereich der Längspressnaht.

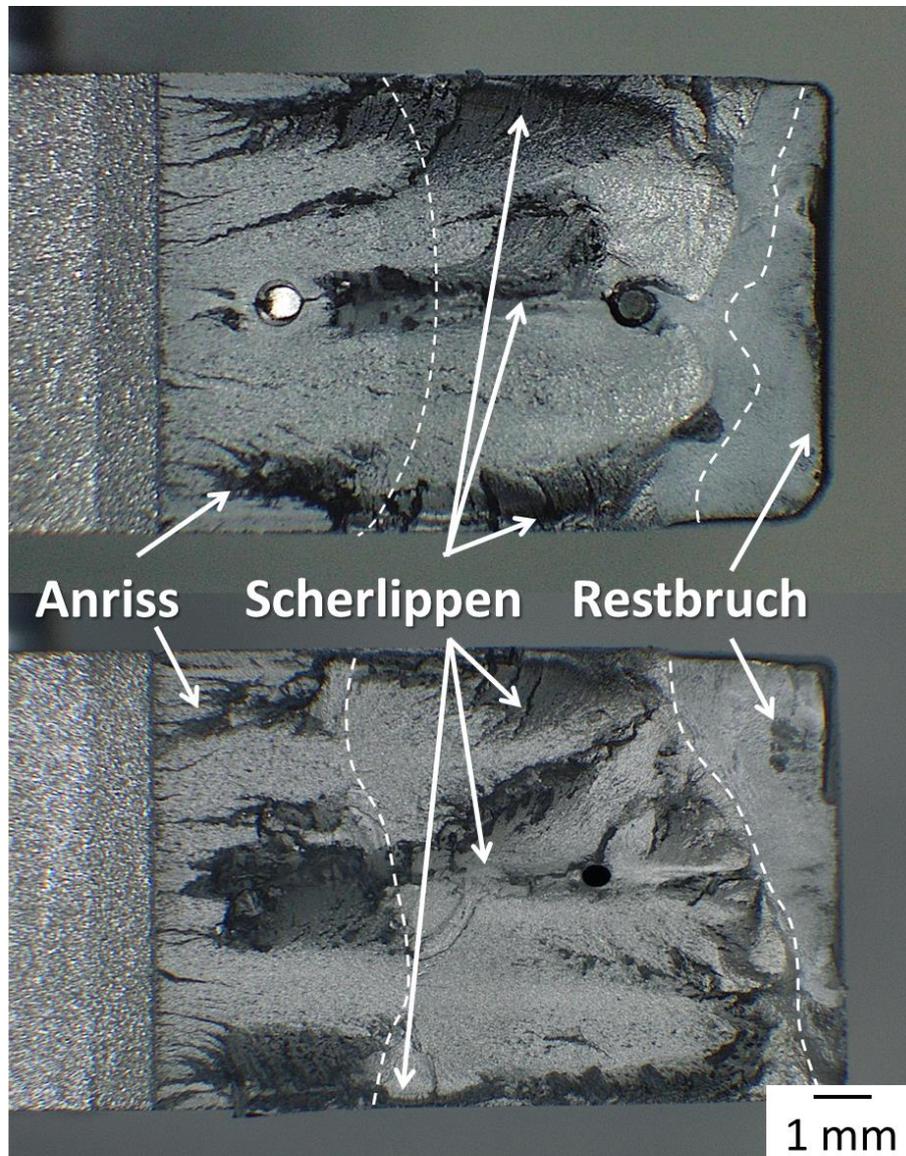


Abbildung 5.71

Bruchflächen an Laborluft geprüfter Proben (oben: verstärkte Probe, unten : unverstärkte Probe)

Abbildung 5.72 zeigt Längsschliffe der schon während der Anrissbildung durch den Riss passierten inneren Verstärkungselemente nach Prüfung an Laborluft (b) bzw. in NaCl-Lösung (c). In beiden Versuchen ist zu erkennen, dass sich der Riss entlang der Verstärkungselement-Matrix-Grenzfläche ausbreitet. In korrosiven Medien kann aber eine deutlich ausgeprägtere Grenzflächenschädigung verzeichnet werden. Des Weiteren wurde beobachtet, dass die inneren Verstärkungselemente während des Versuches ermüden. Die äußeren Verstärkungselemente ermüden bis Versuchsende nicht, da die restliche Lastspielzahl nach Überschreiten dieser Verstärkungselemente hier deutlich geringer ausfällt.

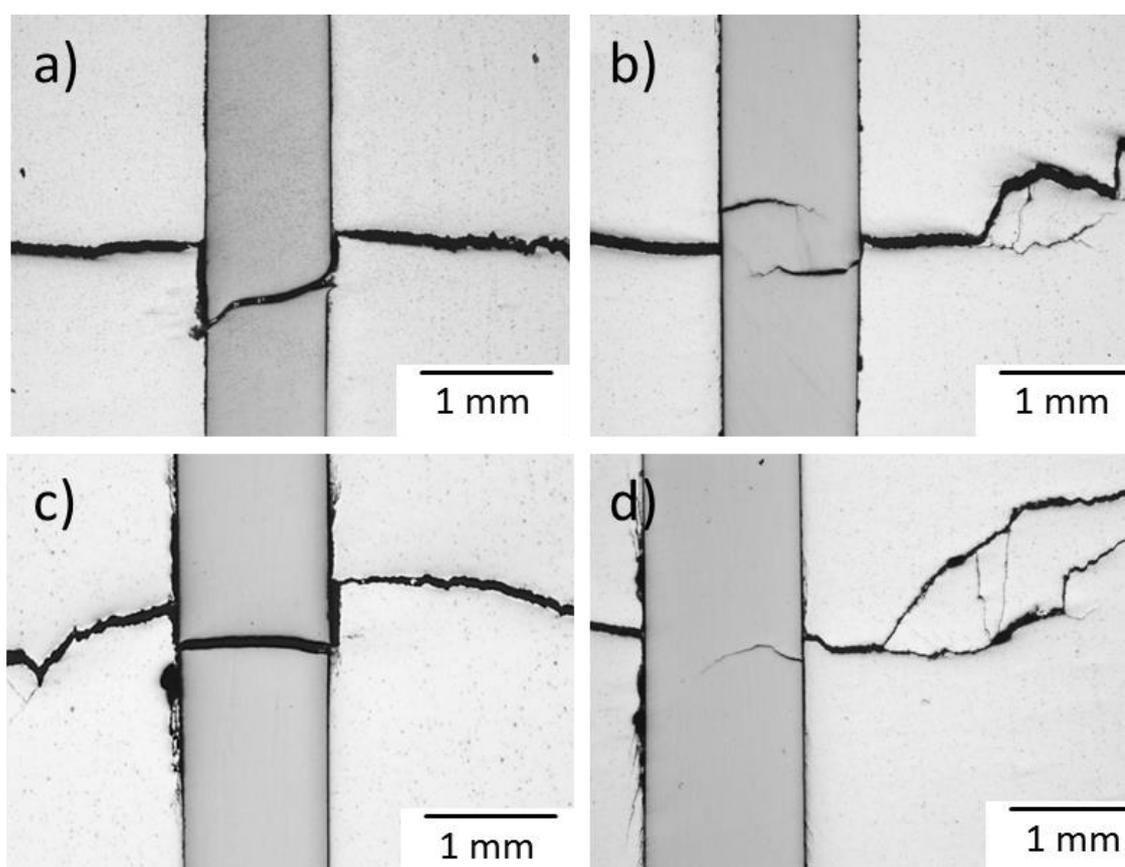


Abbildung 5.72

Grenzflächendegradation nach mechanisch-korrosiver Beanspruchung in a) Laborluft
 b) H_2O c) H_2SO_4 -Lösung (pH=5) d) 3,5 % NaCl-Lösung

6 Ergebnisse zum Metall-MMC-Hybrid-Verbund

6.1 Prozesseinflüsse auf die Grenzflächeneigenschaften

Mikrostruktur

Abbildung 6.1 a) zeigt die Mikrostruktur des Drahtes im Ausgangszustand vor dem Verbundstrangpressen, welcher in einer Epoxy-Matrix zur metallographischen Präparation eingebettet wurde. Es ist eine lokal inhomogene Faserverteilung zu erkennen, sowie eine ausgeprägte Porosität im zentralen Bereich des Verbunddrahtes. Des Weiteren ist am oberen Umfang des Drahtes ein Bereich ohne Fasern zu erkennen. Abbildung 6.1 b) zeigt die Mikrostruktur nach erfolgreichem Verpressen mittels Verbundstrangpressen. Augenscheinlich ist zunächst die elliptische Verformung des Verbunddrahtes, welche aus der in der Schweißkammer herrschenden Druckverteilung resultiert.

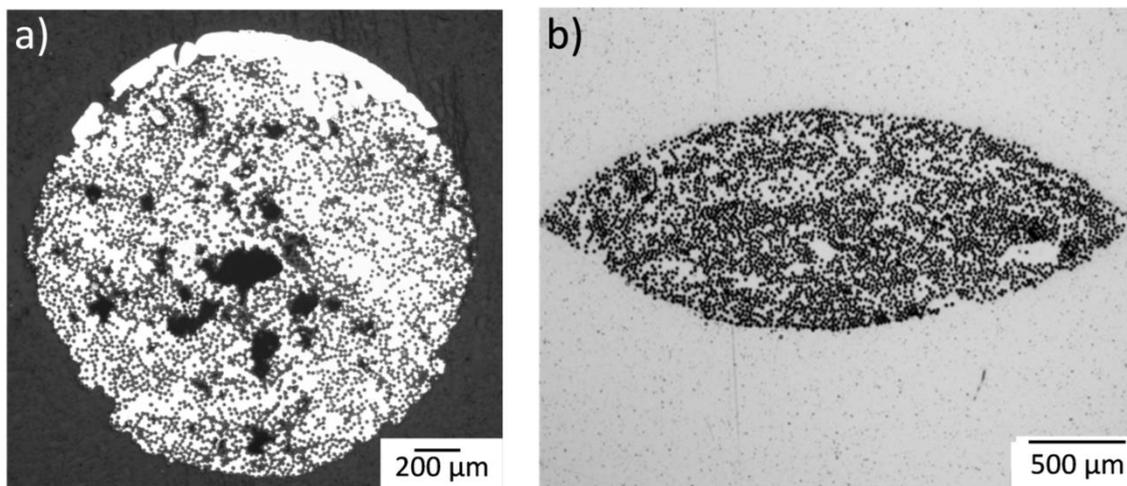


Abbildung 6.1

- a) Ausgangszustand des Verbunddrahtes
- b) Eingebetteter Verbunddraht nach Pressung

Gleichfalls ist eine deutliche Reduktion der Porosität zu verzeichnen und lokal inhomogene Faserverteilungen mit stellenweisen Bereichen mit wenigen Fasern bzw. gänzlich ohne Fasern zu erkennen. Im Bereich der Grenzflächen kann zunächst eine spaltfreie und verunreinigungsfreie Ausbildung der äußeren Grenzfläche zwischen Verbunddrahtmatrix und umgebender Matrix des Profils konstatiert werden. Die Unterscheidung zwischen den Matrices kann nur noch anhand der in der Profilmatrix vorliegenden Ausscheidungen bzw. der Faserlage getroffen werden (Abbildung 6.2 a)). Im Inneren des Verbunddrahtes können ebenfalls spaltfreie Grenzflächen festgestellt werden, teilweise kommt es jedoch, insbesondere an Punkten mit Faser-Faser-Kontakten, zur Riss- und Porenbildung an der Grenzfläche (Abbildung 6.2 b)).

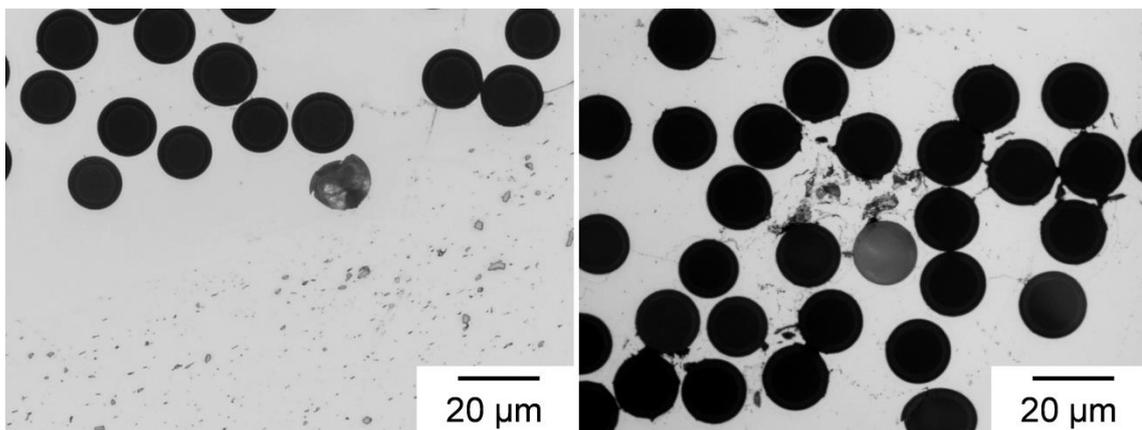


Abbildung 6.2

Detailansicht der Grenzfläche: a) Äußere Grenzfläche b) Innere Grenzflächen

Abbildung 6.3 zeigt das in einer elektrolytischen Ätzung nach Barker [Bar50] kontrastierte Gefüge des Verbunddrahtes im Ausgangszustand (a), im Zustand nach Verbundstrangpressen T4 (b) und im nachträglich eingestellten Wärmebehandlungszustand T6 (c). Im Ausgangszustand ist eine grobe Kornstruktur zu erkennen. Die mittels Linienschnittverfahren über den gesamten Verbunddraht ermittelte Korngröße beläuft sich auf 104,6 µm. Nach dem Verbundstrangpressen offenbart sich ein feinkörnigeres Gefüge mit einer mittleren Korngröße um 34 µm in beiden Wärmebehandlungszuständen.

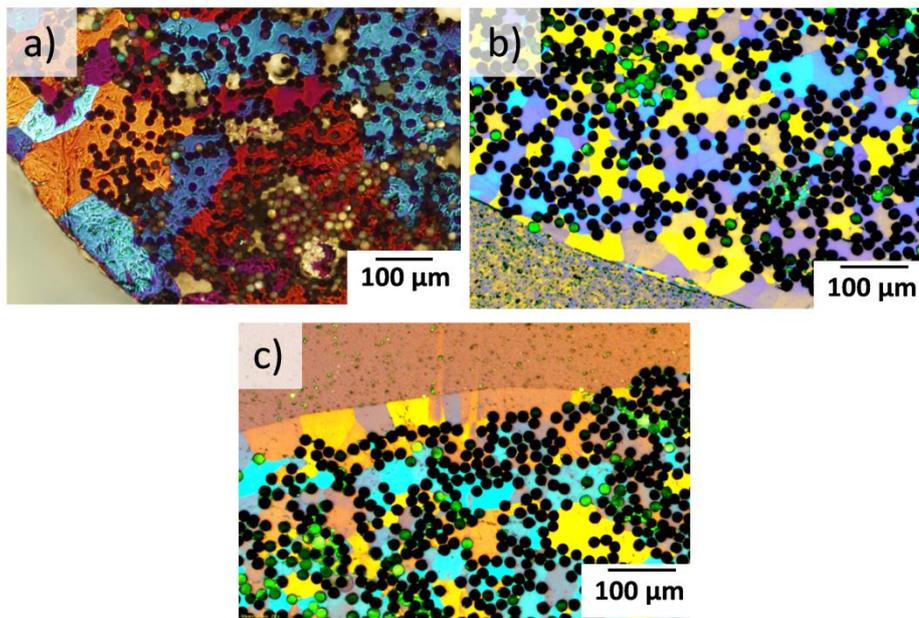


Abbildung 6.3

- a) Gefüge des Verbunddrahtes im Ausgangszustand
- b) Gefüge des Verbunddrahtes im Verbund T4
- c) Gefüge des Verbunddrahtes im Verbund T6

Abbildung 6.4 zeigt in der Übersichtsdarstellung das Gefüge der Profilmatrix des Verbundes im Wärmebehandlungszustand T4 (a) und T6 (b). Der Herstellungszustand T4 zeigt ein sehr feinkörniges Gefüge mit einer mittleren Korngröße von 15 µm, während es durch die nachträgliche Wärmebehandlung zu einer starken Kornvergrößerung in der Profilmatrix kommt mit mittleren Korngrößen von 820 µm.

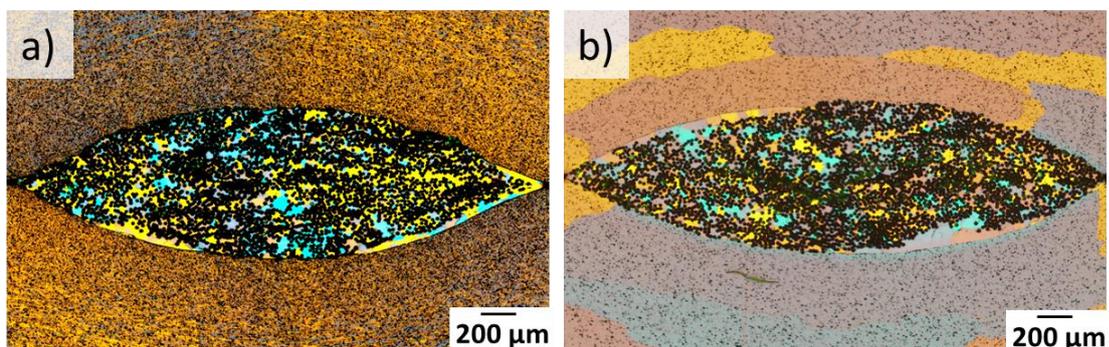


Abbildung 6.4

Gefüge des Verbundwerkstoffes in der Übersicht: a) Zustand T4 b) Zustand T6

6.1.1 Härteverlauf über die Grenzfläche

Abbildung 6.5 zeigt den ermittelten Mikrohärteverlauf in Grenzflächennähe auf. Dargestellt sind die Härteverläufe in den Wärmebehandlungszuständen T4 und T6 [Sch14].

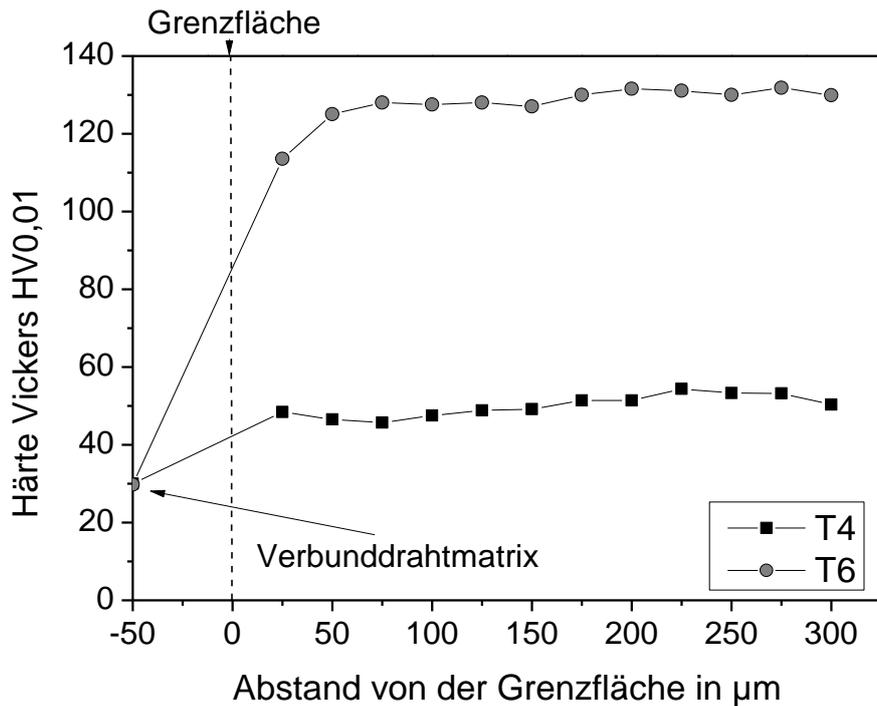


Abbildung 6.5

Mikrohärteverlauf im Verbund EN AW-6082+AlMg0.6/Altex

Die Härte der Verbunddrahtmatrix wurde an Stellen geringer Faserkonzentrationen gemessen und zeigt sich in beiden Zuständen als nahezu konstant bei etwa 30 HV_{0,01}. Die Härte in der Profilmatrix konnte ab einem Abstand zur Grenzfläche von 20 µm bestimmt werden. Im Wärmebehandlungszustand T4 wird in diesem Abstand eine Mikrohärte von 48,5 HV_{0,01} gemessen mit einem konstanten Verlauf in die Profilmatrix hinein mit einer Maximalhärte von 57 HV_{0,01} im Abstand von 225 µm von der Grenzfläche. Im Wärmebehandlungszustand T6 wird im Abstand von 20 µm eine Härte von 113,5 HV_{0,01} erreicht, wobei die Härte im Abstand von 70 µm nochmals ansteigt auf einen Wert von 128 HV_{0,01}, danach nahezu

konstant bleibt mit einer Maximalhärte von 131 HV_{0,01} bei einem Abstand von 275 µm.

6.1.2 Mikro-Push-Out-Versuche

Abbildung 6.6 zeigt exemplarisch die gemessenen Grenzflächenspannungen über der Eindringtiefe des Mikroindenters aufgetragen. Alle Kurven zeigen zunächst einen linearen Anstieg der Spannung. Die Verbunddrahtprobe zeigt eine deutlich geringe Steigung. Dies ist auf die hohe Porosität des Verbunddrahtes und einer damit verbundenen Reduzierung der Probensteifigkeit zurückzuführen.

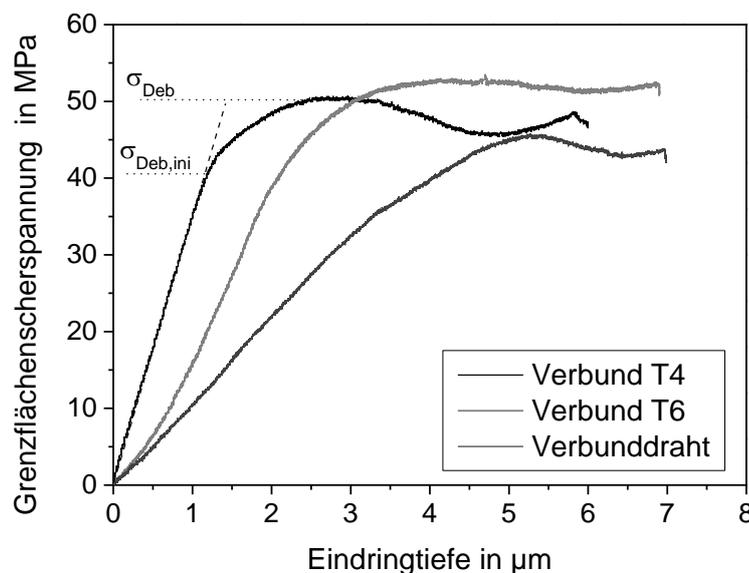


Abbildung 6.6

Exemplarische Spannungs-Eindringtiefe-Verläufe beim Mikro-Push-Out-Versuch an Keramikfasern im eingebetteten Zustand (Verbund T4, T6) und direkt an Proben aus dem nicht eingebetteten Verbunddraht

Danach folgt eine Abweichung vom linearen Bereich, welche die Initiierung der Grenzflächenablösung markiert und als Kennwert $\sigma_{\text{Deb,ini}}$ bezeichnet wird. Nach Erreichen des Maximums (σ_{Deb}) folgt ein stetiger Kraftabfall beim Herausdrücken der abgelösten Faser. Ein Wiederanstieg der Kraft ist auf das Auftreffen der Indenterflanken auf der Matrix zurückzuführen.

Abbildung 6.7 zeigt die quantitative Auswertung der Versuchsreihen, wobei pro Zustand jeweils zwei Proben à 10 Versuche ausgewertet wurden. Versuche, welche mikroskopisch einen Bruch der herausgedrückten Faser aufwiesen, wurden ausgeschlossen. Der Verbunddraht weist dabei die niedrigste Grenzflächenscherfestigkeit mit 38 ± 6 MPa auf.

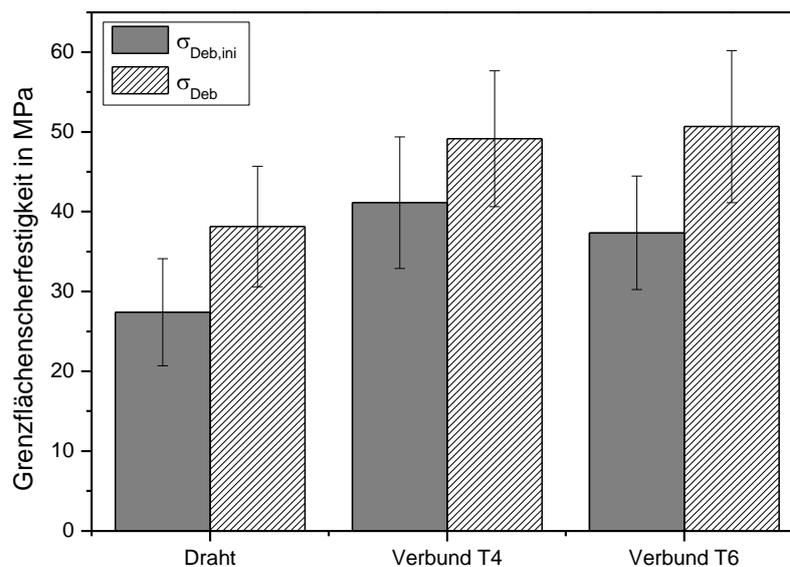


Abbildung 6.7

Mittelwerte der gemessenen σ_{Deb} und $\sigma_{\text{deb,ini}}$ im Mikro-Push-Out Versuch im nicht eingebetteten Verbunddraht und im eingebettet Zustand nach Wärmebehandlung T4 und T6

Der Verbund weist eine deutlich höhere Grenzflächenfestigkeit auf, wobei der Wärmebehandlungszustand offensichtlich keinen größeren Einfluss ausübt. Im Wärmebehandlungszustand T4 wurde eine mittlere Grenzflächenfestigkeit von 48 ± 9 MPa, im Zustand T6 von 51 ± 8 MPa, bestimmt. Betrachtet man die Spannung bei Schädigungsinitiierung $\sigma_{\text{Deb,ini}}$, so kann festgestellt werden, dass in allen Proben die Ablösung der Grenzfläche bei ca. 70-80 % der Maximalspannung (σ_{Deb}) stattfindet. Die Ablösung der Faser beginnt im nicht eingebetteten Verbunddraht somit bei 27 ± 7 MPa, im Verbund bei 41 ± 8 MPa (T4) bzw. 37 ± 7 MPa (T6).

Abbildung 6.8 zeigt eine exemplarische REM-Aufnahme einer Probe nach Push-Out der Keramikfasern. Es sind auf einer Faser sehr grobe Anhaftungen der Aluminiummatrix an der Grenzfläche (rechte Faser) zu erkennen, die andere dargestellte Faser zeigt eine sehr glatte Faseroberfläche (linke Faser). Treten grobe Anhaftungen auf, so kann die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit um bis zu 6 MPa erhöht sein.

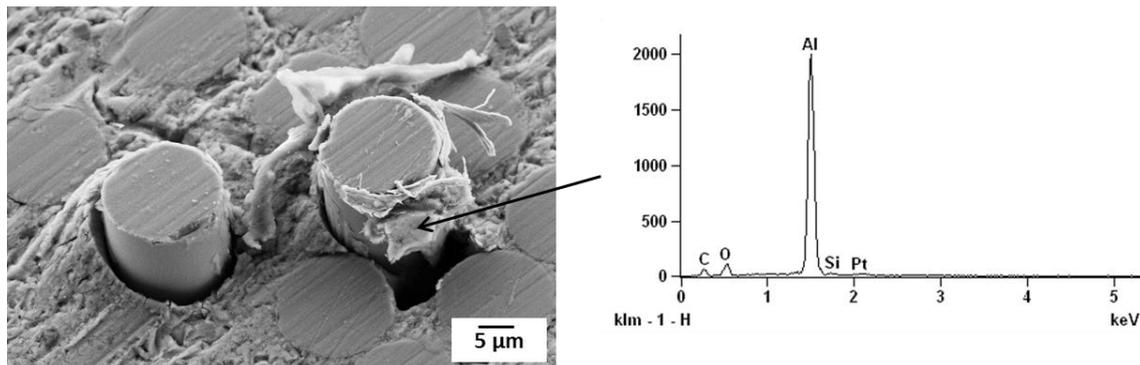


Abbildung 6.8

REM-Aufnahmen herausgedrückter Al₂O₃-Fasern im hybriden Verbund und EDX-Analyse von Grenzflächenanhaftungen

Das Versagen tritt hierbei teilweise im Matrixmaterial und teilweise an der Grenzfläche einer anderen Faser in nächster Umgebung auf. Demzufolge kann das Grenzflächenversagen hier auf unterschiedliche Versagensmechanismen zurückgeführt werden, welche nur schwer voneinander abgegrenzt werden können. Dies ist insbesondere der Fall, wenn Faser-Faser-Kontakte vorliegen oder die Fasern sehr dicht beieinander liegen. Zur Auswertung der Versuche wurden deshalb nur Fasern geprüft, welche in ausreichendem Abstand zu den Nachbarfasern lagen.

Makro-Push-Out-Versuche

Abbildung 6.9 zeigt exemplarisch die Kraft-Eindringtiefe Diagramme des hybriden Verbundes im Zustand T4 und T6. Nach einem linearen Kraftanstieg wird nach Erreichen des Kraftmaximums ein Kraftabfall beobachtet, wobei der Verbunddraht aus der Profilmatrix herausgedrückt wird. Tendenziell wurde im Zustand T4 ein flacherer Verlauf der Kraft-Eindringkurve nach Erreichen des Kraftmaximums verzeichnet.

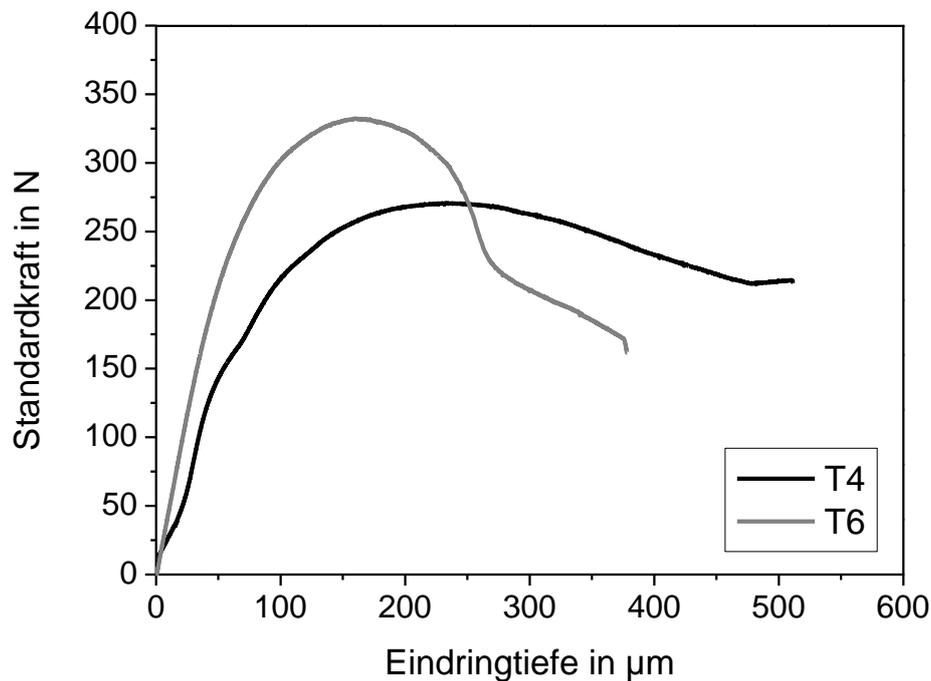


Abbildung 6.9

Exemplarische Kraft-Eindring-Verläufe beim Makro-Push-Out-Versuch an hybriden Verbunden im Wärmebehandlungszustand T4 und T6

Im Zustand T4 wurde eine Grenzflächenscherfestigkeit von $\sigma_{\text{Deb}} = 78,9 \pm 9$ MPa ermittelt. Der Wärmebehandlungszustand T6 zeigt dabei ein deutlich höheres Niveau bei $\sigma_{\text{Deb}} = 106,4 \pm 9$ MPa.

Abbildung 6.10 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der herausgedrückten Verbunddrähte. Das Versagen kann für beide Wärmebehandlungszustände durch ein Versagen in der Verbunddrahtmatrix beschrieben werden. Die Oberfläche der Verbunddrähte ist dabei charakterisiert durch die Abzeichnung der Einzelfasern mit daran anhaftender Verbunddrahtmatrix. In beiden Zuständen kommt es zu einer plastischen Verformung (Aufwölbung) der Profilmatrix um den Verbunddraht und bestätigt die gute Anbindung zwischen Verbunddrahtmatrix und Profilmatrix. Tendenziell sind diese Verformungen im Zustand T6 deutlicher ausgeprägt.

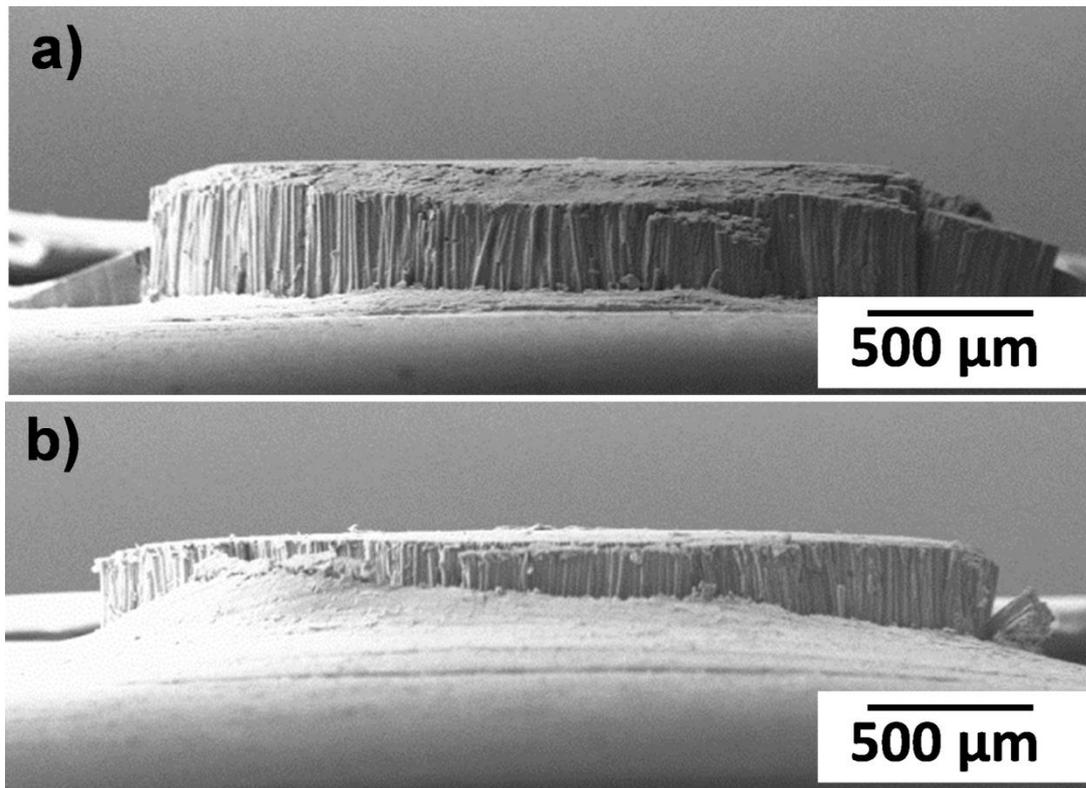


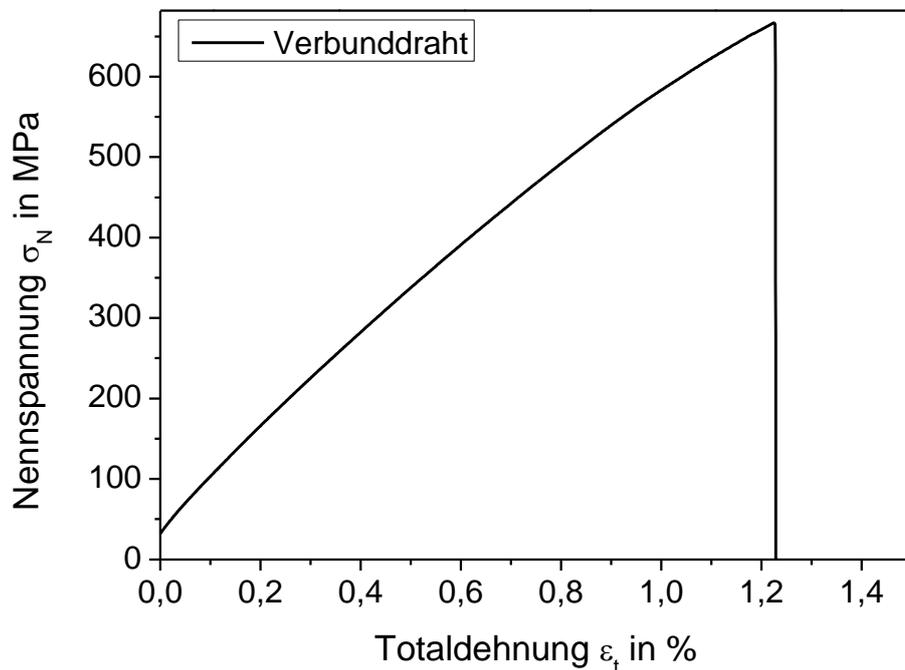
Abbildung 6.10

Herausgedrückte Verbunddrahtelemente nach dem Push-Out-Versuch: a) Wärmebehandlungszustand T4 b) Wärmebehandlungszustand T6

6.2 Makroskopische Verbundeigenschaften und Grenzflächendegradation

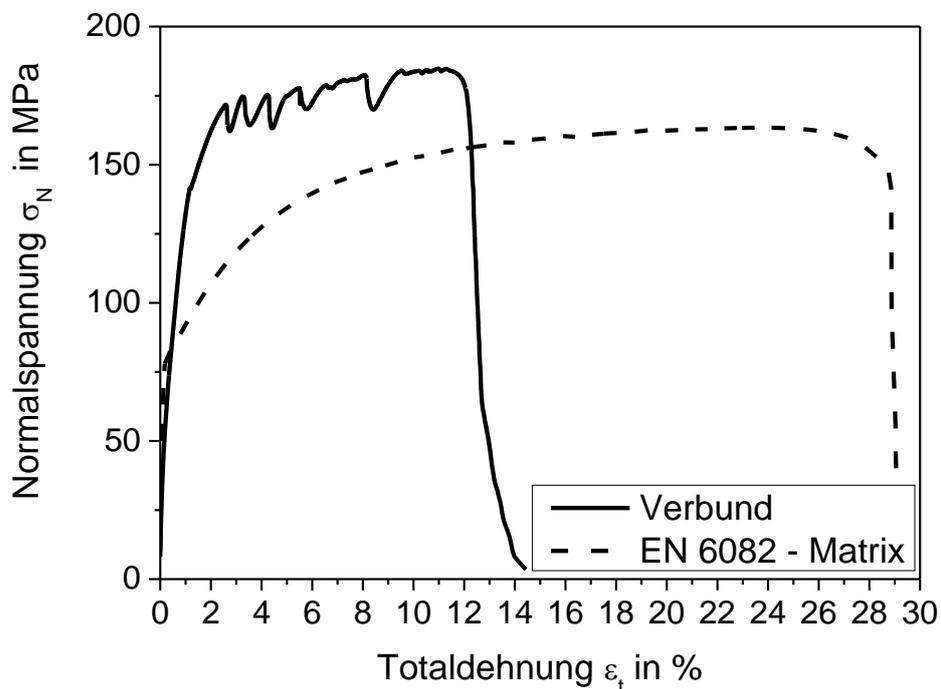
6.2.1 Quasi-statische Beanspruchung

In Abbildung 6.11 ist exemplarisch das Spannungs-Dehnungs-Diagramm des Verbunddrahtes aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass der Verbunddraht ein sehr sprödes Verhalten aufweist, mit einem nahezu linearen Spannungsanstieg bis zum Bruch. Die Zugfestigkeit des Verbunddrahtes wurde zu $R_m = 725 \pm 48$ MPa bestimmt. Die Totaldehnung bis zum Versagen beträgt im Mittel $\epsilon_{t,b} = 1,2\% \pm 0,1$ %.

**Abbildung 6.11**

Exemplarische Zugverfestigungskurve des Verbunddrahtes

Abbildung 6.12 zeigt exemplarisch die Spannungs-Dehnungskurve einer Verbundprobe mit einem Drahtvolumenanteil von 11,4 Vol.-% und einer unverstärkten Referenzprobe im Wärmebehandlungszustand T4. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, liegen sowohl Dehngrenze als auch Zugfestigkeit des Verbundes über denen des unverstärkten Materials. Auffällig ist das Verformungsverhalten, welches ab ca. 2 % Totaldehnung in einen unstetigen Verlauf mit abwechselnd Spannungsabfällen und sich daran anschließender Verfestigung übergeht. Insgesamt zeigen alle Proben dieses charakteristische Verhalten mit jeweils fünf Kraftabfällen.

**Abbildung 6.12**

Exemplarisches Spannungs-Dehnungsdiagramm der Verbund- und Referenzproben im Wärmebehandlungszustand T4

Der hybride Verbund erreicht dabei eine Zugfestigkeit von $R_m = 184,7 \pm 0,7$ MPa, die Zugfestigkeit der unverstärkten Matrix wurde zu $R_m = 161,9 \pm 1$ MPa bestimmt. Die 0,2%- Dehngrenze des Verbundes liegt bei $R_{p0,2} = 89,3 \pm 0,2$ MPa, die der Matrix bei $R_{p0,2} = 83,4 \pm 0,1$ MPa. Die Totaldehnung bis Bruch des Verbundes beträgt $\epsilon_{t,b} = 12,5 \pm 0,5$ %, während die Totaldehnung bis Bruch der Matrix $\epsilon_{t,b} = 28 \pm 0,3$ % beträgt. Aufgrund der Eigenspannungen im Verbund und einer leicht schrägen Drahtlage in der Probe kam es zu einer plastischen Deformation der Proben mit einhergehender Krümmung in der Messstrecke. Aus diesem Grund konnte die E-Modulbestimmung nur an wenigen ausgewählten Proben sinnvoll durchgeführt werden. Der E-Modul der Matrix wurde zu 65 MPa bestimmt. Der E-Modul der verstärkten Proben wurde zu 73 MPa bestimmt.

Abbildung 6.13 zeigt analog exemplarische Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Verbund- und Referenzproben im Wärmebehandlungszustand T6.

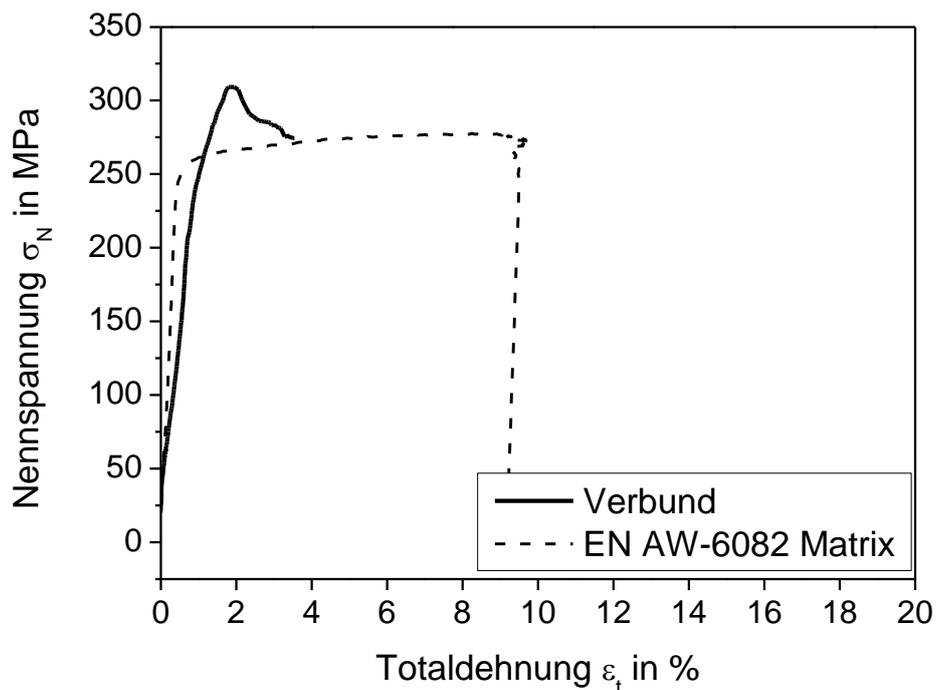


Abbildung 6.13

Exemplarisches Spannungs-Dehnungsdiagramm der Verbund- und Referenzproben im Wärmebehandlungszustand T6

Der hybride Verbund erreicht dabei eine Zugfestigkeit von $R_m = 307,8 \pm 14$ MPa, die Zugfestigkeit der unverstärkten Matrix wurde zu $R_m = 279,9 \pm 4$ MPa bestimmt. Die 0,2%- Dehngrenze des Verbundes liegt bei $R_{p0,2} = 114,5,3 \pm 9$ MPa, die der Matrix bei $R_{p0,2} = 255,8 \pm 0,5$ MPa. Die Totaldehnung bis Bruch des Verbundes beträgt $\epsilon_{t,b} = 2,8 \pm 1,2$ %, während die Totaldehnung der Matrix $\epsilon_{t,b} = 9,7 \pm 0,6$ % beträgt.

Tabelle 6.1 gibt einen Überblick über die gemessenen Festigkeits- und Dehnungskennwerte aus den Zugversuchen, sowie die daraus resultierenden spezifischen Festigkeitskennwerte.

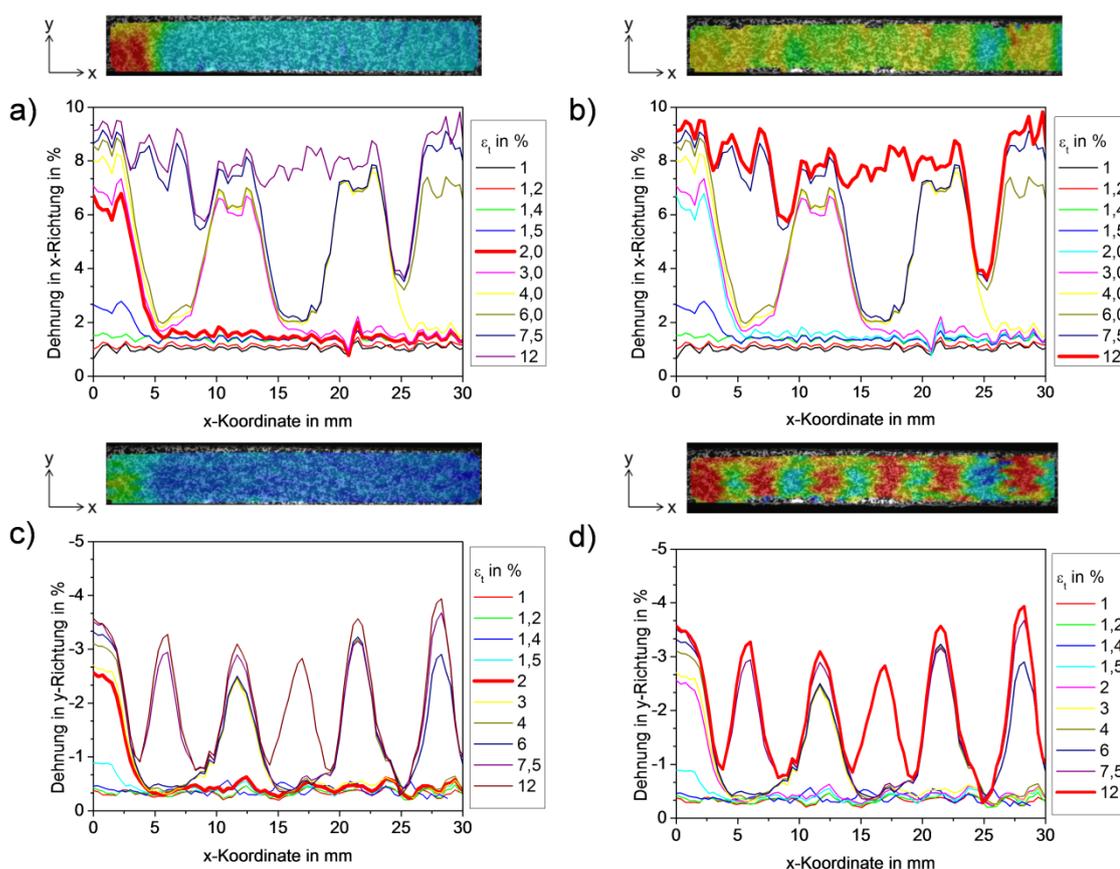
Tabelle 6.1 Überblick über die gemessenen mechanischen Eigenschaften im Zugversuch des Verbundsystems EN AW-6082 + Altex-Verbunddraht

Zustand	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$\epsilon_{b,t}$ [%]	$\frac{R_{p0,2}}{\rho}$ [$\frac{MPa}{kg/m^3}$]	$\frac{R_m}{\rho}$ [$\frac{MPa}{kg/m^3}$]
Verbunddraht	644,7±8	725±48	1.2±0,1	218,5	250
T4 (uv)	83,4±0,1	163±0,5	28.6±0,3	30,9	60,4
T4 (v)	96,7±0,2	184,5±0,3	11.1±1,7	35,5	67,6
T6 (uv)	255,8±0,5	279,9±4	9,7±0,6	94,7	103,7
T6 (v)	114,5±9	307,8 ±14	2,8±1,2	42,1	113,2

6.2.2 Optische Dehnungsanalyse

Wärmebehandlungszustand T4

Abbildung 6.14 zeigt die Auswertung der optischen Dehnungsmessung zur Charakterisierung der lokalen Dehnungsverteilungen in den Verbundproben. Dargestellt ist jeweils die Dehnungsverteilung in x-Richtung (Probenlängsrichtung) bei unterschiedlichen Totaldehnungen (Abbildung 6.14 a) und b)), sowie in y-Richtung (Abbildung 6.14 c) und d)). Hervorgehoben und farblich auf der Probenoberfläche visualisiert sind jeweils die Dehnungsverteilungen bei erstem Spannungsabfall ($\epsilon_t = 2\%$) und kurz vor endgültigem Probenversagen ($\epsilon_t = 12\%$). Zu Beginn des Versuches stellt sich zunächst eine homogene Verteilung der Längs- und Querdehnung ein. Im Anschluss an den ersten Bruch des Verbunddrahtes ($\epsilon_t = 2\%$) wird eine starke Dehnungslokalisation beobachtet, welche sich um die innere Versagensstelle ausbildet (siehe Abbildung 6.14 a)) [Ree15].


Abbildung 6.14

Optische Analyse der Längsdehnung (x-Richtung) und Querdehnung (y-Richtung)

- a) Dehnungsverteilung in x-Richtung bei $\epsilon_t = 2\%$
- b) Dehnungsverteilung in x-Richtung bei $\epsilon_t = 12\%$
- c) Dehnungsverteilung in y-Richtung bei $\epsilon_t = 2\%$
- d) Dehnungsverteilung in y-Richtung bei $\epsilon_t = 12\%$

Jeder weitere Bruch des Verstärkungselementes führt analog zu Bereichen mit lokaler Verformung um die Versagensstelle, sowohl in Probenlängsrichtung (x-Richtung), als auch in Probenquerrichtung (y-Richtung) und kann mit den beobachteten Spannungsabfällen aus Abbildung 6.12 korreliert werden. Auffällig ist der Bereich bei $x = 25$ mm, an welcher die Dehnung in x- als auch y-Richtung deutlich begrenzt ist.

Wärmebehandlungszustand T6

Abbildung 6.15 zeigt die Auswertung der optischen Dehnungsmessung im Zustand T6. Wie zu erkennen ist, kommt es hier zu lediglich einer Dehnungslokalisation nach Verbunddrahtbruch, der hier bei etwa $\epsilon_t = 2,5$ % auftritt. Eine deutliche Lokalisation ist ab $\epsilon_t = 3$ % zuerkennen und erreicht ihr Maximum kurz vor Probenbruch bei $\epsilon_t = 3,5$ % [Sch14].

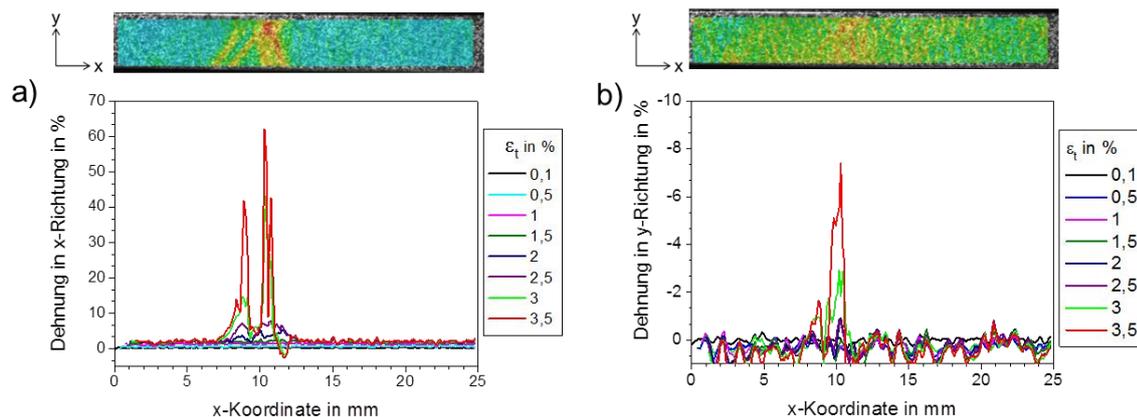


Abbildung 6.15

Optische Analyse der Längsdehnung (x-Richtung) und Querdehnung (y-Richtung)

- a) Dehnungsverteilung in x-Richtung bei $\epsilon_t = 3,5$ %
- b) Dehnungsverteilung in y-Richtung bei $\epsilon_t = 3,5$ %

6.2.3 In situ Zugversuche

Wärmebehandlungszustand T4

Um die angenommenen Schädigungsmechanismen zu verifizieren und das innere Schädigungsverhalten zu untersuchen wurden in situ Zugversuche in einem μ -Computertomographen durchgeführt [Ree15]. Abbildung 6.16 a) zeigt die dabei aufgenommene Spannungs-Dehnungskurve einer Probe im Wärmebehandlungszustand T4. Auf Abbildung 6.16 b) sind die zugehörigen computertomographischen Aufnahmen zu den markierten Zeitpunkten a, b und c abgebildet. Die Lastabfälle in Abbildung 6.16 a) können den Haltepunkten der zugehörigen Aufnahme zugeordnet und auf Setzeffekte in der Prüfvorrichtung zurückgeführt werden. Die Lastabfälle, welche auf

das Verbunddrahtversagen zurückzuführen sind, zeigen aufgrund der Dehnungsmessung aus dem Traversenweg eine weniger deutliche Ausprägung als mit Ansatzdehnungsaufnehmer oder optischer Dehnungsmessung bestimmt wurde. Abbildung 6.16 b) zeigt die Probe nach dem ersten Bruch des Verbunddrahtes (a) und bestätigt die Korrelation von Lastabfall und komplettem Versagen des Verbunddrahtes innerhalb der Messstrecke. Es kann gleichzeitig die beginnende Schädigung einer zweiten Versagensstelle beobachtet werden. In der Vergrößerung sind deutlich multiple Brüche der Altex-Fasern innerhalb des Verbunddrahtes zu beobachten. Die festgestellten Brüche der Keramikfasern konzentrieren sich dabei in einer Ebene. Die weitere Schädigungsakkumulation wird durch weitere Brüche des Verbunddrahtes und Einschnürung um die Versagensstelle (wie schon mittels optischer Dehnungsmessung beobachtet wurde) charakterisiert. Gleichzeitig ist eine fortschreitende Schädigung der Grenzfläche ausgehend von den Verbunddrahtversagensstellen zu beobachten (b+c), welches durch Ablösung des Verbunddrahtes an der Grenzfläche zwischen Profilmatrix und Verbunddrahtmatrix gekennzeichnet ist und schlussendlich im Versagen der Probe durch Matrixbruch endet.

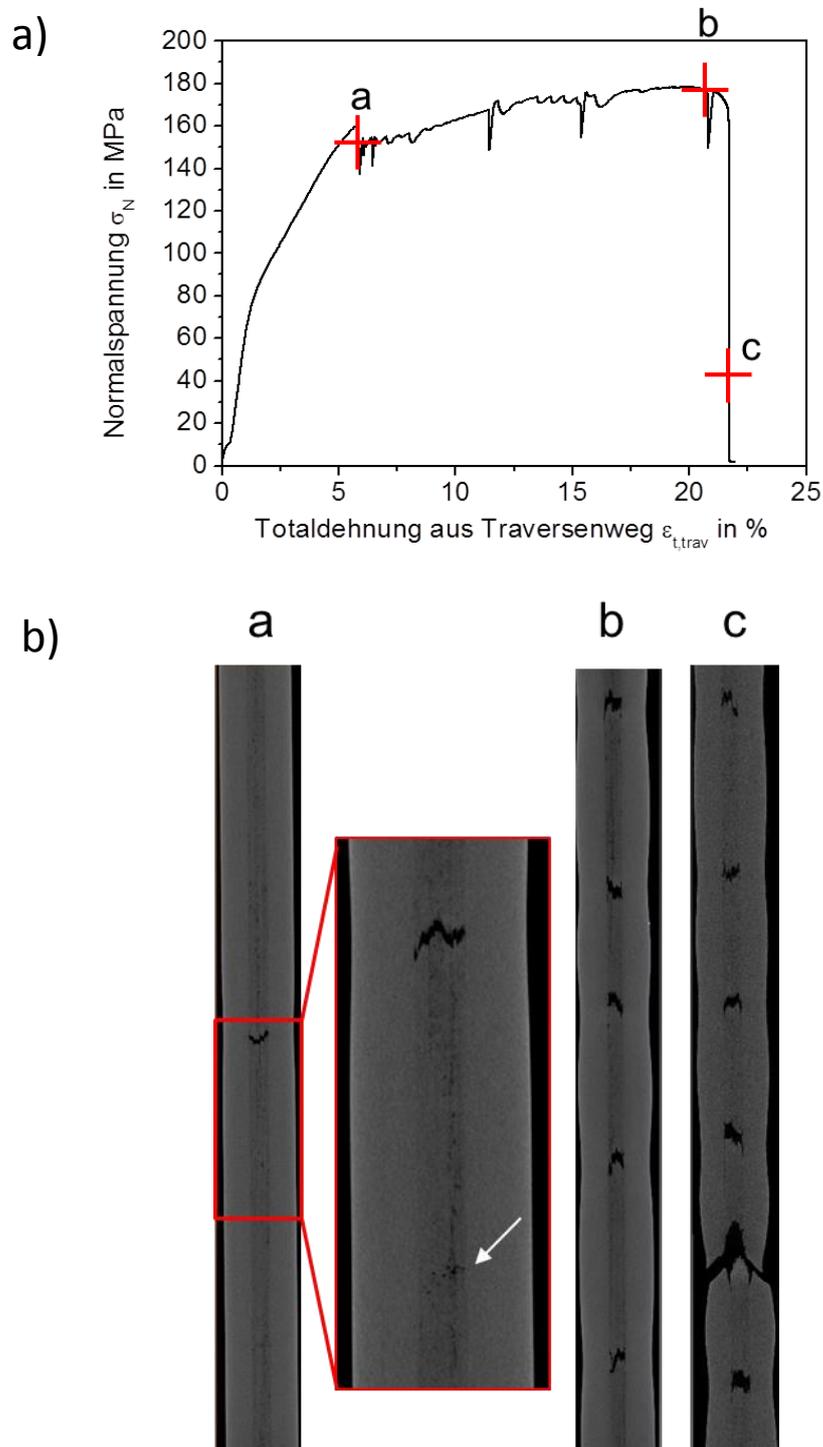


Abbildung 6.16

- a) Ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurve während des In situ Versuchs
- b) Computertomographische Aufnahmen an charakteristischen Punkten

Wärmebehandlungszustand T6

Abbildung 6.17 zeigt analog hierzu das Schädigungsverhalten im Wärmebehandlungszustand T6.

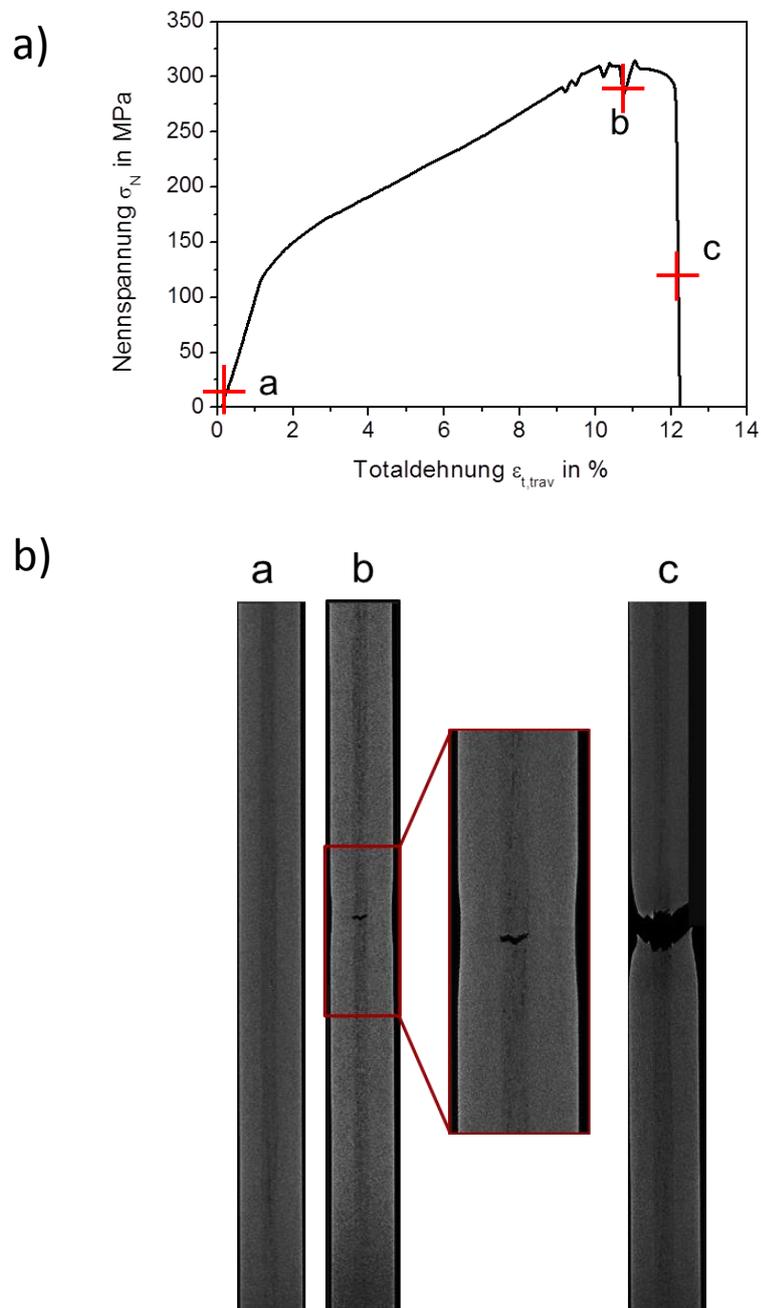


Abbildung 6.17

- a) Ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurve während des In situ Versuchs
- b) Computertomographische Aufnahmen an charakteristischen Punkten

Wie aus den in Kapitel 6.2.1 und 6.2.2 vorgestellten Ergebnissen zu erwarten war, ist das innere Schädigungsverhalten, ausgehend vom Ausgangszustand (a), durch einen einzelnen Verbunddrahtbruch gekennzeichnet, der schließlich zur Instabilität und Einschnürung der Probe in diesem Bereich führt, wobei das Versagen eher durch einen langsamen Spannungsabfall mit einhergehender Einschnürung an der Versagensstelle gekennzeichnet ist (b). Nach dem Probenbruch ist lediglich eine sehr geringe Grenzflächendelamination festzustellen (c).

6.2.4 Fraktographie

Wärmebehandlungszustand T4

Abbildung 6.18 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchfläche einer geprüften Verbundzugprobe im Wärmebehandlungszustand T4. Das Übersichtsbild zeigt die gesamte Bruchfläche des Verbunddrahtes in der Profilmatrix. Der Verbunddrahtbruch tritt dabei in mehreren Ebenen auf, wobei die umgebende Profilmatrix plastisch deformiert wird. Insbesondere fällt das Aufreißen der Längspressnaht an der Längsseite des elliptischen Verbunddrahtes auf (Detail D) und kann somit als kritischer Punkt für das Versagen angesehen werden. Detail A zeigt die Vergrößerung der Bruchfläche. Es kommt hier deutlich zur Bildung sogenannter „Honigwaben“ um die keramischen Fasern. Es ist demnach von einem Bruch der Keramikfasern deutlich vor Verbunddrahtmatrixversagen auszugehen, wobei die geformten Bruchwaben auf die hohe Duktilität der Verbunddrahtmatrix verweisen. Des Weiteren kann aus dem Bruchbild, in dem nur sehr selten ein Faserauszug (Pull-Out) zu sehen ist, auf eine gute Grenzflächenhaftung geschlossen werden. Detail C zeigt eine Aufnahme freiliegender Keramikfaseroberflächen. Die meisten Fasern sind dabei mit Aluminium bedeckt, was die gute Grenzflächenanbindung nochmals qualitativ bestätigt. Detail B zeigt die abgelöste äußere Grenzfläche zwischen Profilmatrix und Verbunddraht. Es ist ersichtlich, dass ein Großteil der Ablösung bzw. Schädigung an der Grenzfläche im Verbunddraht stattfindet.

det und ein nicht unerheblicher Teil der äußeren Fasern des Verbunddrahtes an der Profilmatrix anhaften bleiben.

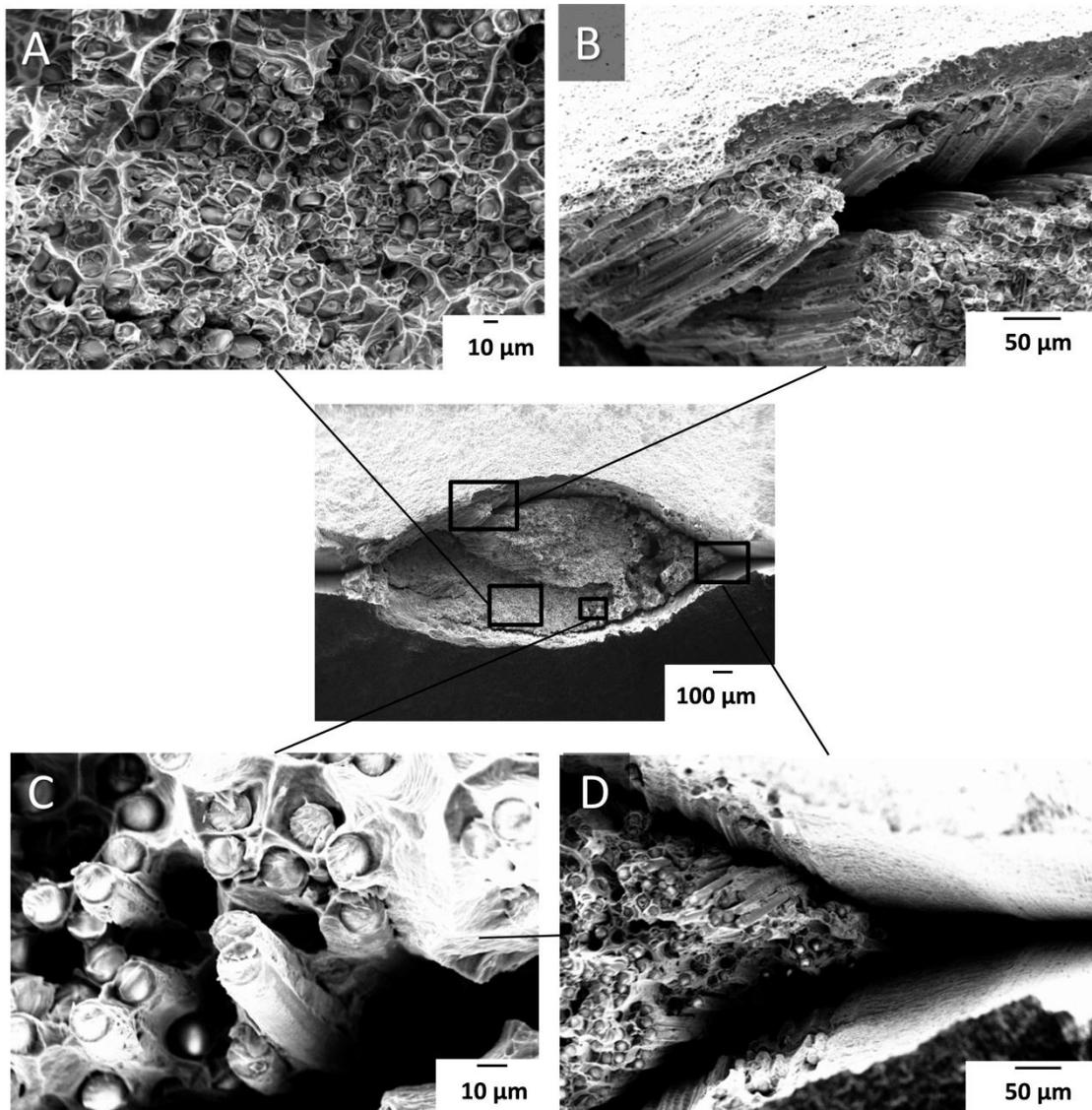


Abbildung 6.18

Fraktographische REM-Aufnahmen des Verbundes im Zustand T4

Die Schädigung der äußeren Grenzfläche im Zugversuch findet demnach hauptsächlich im Verbunddraht an sich statt.

Wärmebehandlungszustand T6

Abbildung 6.19 zeigt REM-Aufnahmen der Bruchfläche einer Verbundprobe im Wärmebehandlungszustand T6. Das Übersichtsbild zeigt ein ähnliches Bruch- und Schädigungsbild wie im Wärmebehandlungszustand T4. Auch hier erfolgt der Bruch teilweise in unterschiedlichen Ebenen.

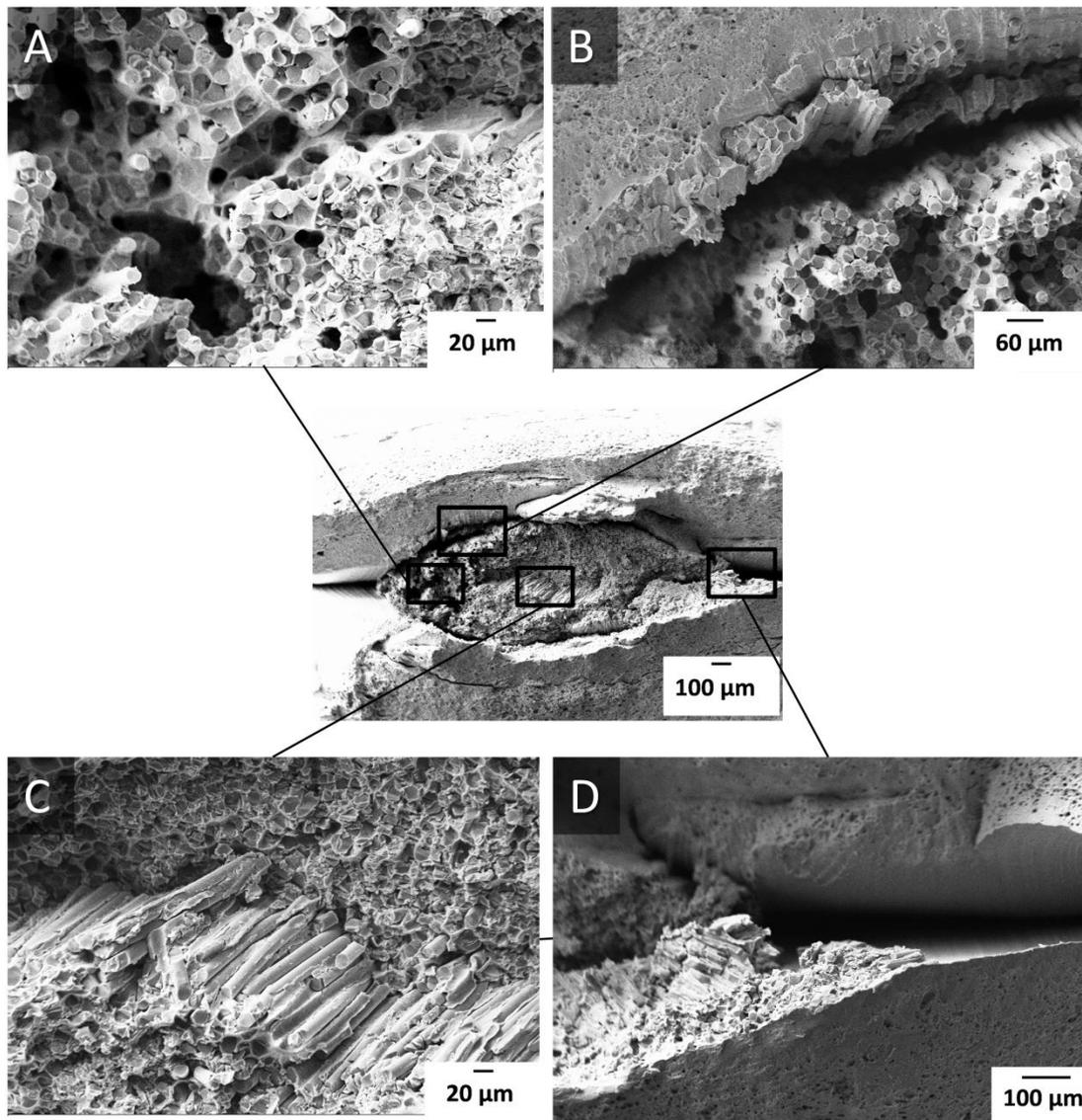


Abbildung 6.19

Fraktographische REM-Aufnahmen des Verbundes im Zustand T6

Auffällig ist auch hier, dass im äußeren Bereich (Detail A) die Bruchmorphologie durch tiefere Krater bzw. Porosität gekennzeichnet ist. Die restliche Bruchfläche ist relativ eben mit Ausbildung von Bruchwaben um die

Keramikfasern. Detail B zeigt die Grenzfläche zwischen Verbunddraht und Profilmatrix. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Ablösung des Drahtes hier ebenfalls in der Verbunddrahtmatrix stattfindet und die hohe, im Push-Out-Versuch, ermittelte Grenzflächenscherfestigkeit bestätigt. Detail C zeigt die Keramikfaseroberflächen, welche am Übergang einer Bruchebene zur Anderen freiliegen. Hier sind zahlreiche Aluminiumanhaftungen auf der Keramikfaseroberfläche zu verzeichnen. In Detail D ist die aufgespaltete Längspressnaht in der Vergrößerung dargestellt. Die Oberfläche beider Bruchhälften ist dabei sehr glatt und spricht für eine relativ schwache Verschweißung an der Längspressnaht.

6.2.5 Modellierung des Verbundes nach dem Kelly-Modell

Modellierung nach dem Kelly-Modell

Das Modell nach [Kel65b] und [Cou00] erlaubt auch im Falle der hybriden Verstärkung eine einfache Abschätzung der mechanischen Eigenschaften. Die Modifikationen dieses Modells von [Mer12] nach [Mil69] kann hier nicht angewendet werden, da es zu mehrfachen Brüchen des Verstärkungselementes kommt und die Bedingungen von [Mil69] nicht mehr erfüllt sind. Da die gemessenen E-Module aufgrund leichter Probenkrümmungen stark schwankten, wurde auf die Auswertung des elastischen Bereichs II verzichtet. Die Auswertung von Bereich I wurde an jeweils einer Probe mit sehr mittig liegendem Verstärkungselement dennoch durchgeführt.

Tabelle 6.2 zeigt die Übersicht der experimentell ermittelten Verbundeigenschaften und der Vorhersagen nach dem Kelly-Modell. Dabei wurde die Verbundzugfestigkeit mit Berücksichtigung der Matrixverfestigung bis zum Verbundversagen R_m^* , sowie ohne Berücksichtigung dieser Verfestigung $R_m^{*'}$ berechnet.

Es ist ersichtlich, dass die Vorhersage des E-Moduls leicht unterschätzt wird. Die Zugfestigkeit wird im Zustand T4 bei Berücksichtigung der Matrixverfestigung deutlich überschätzt (+35 %). Ohne Berücksichtigung ge-

lingt eine gute Abschätzung (+ 2,5 %). Im Wärmebehandlungszustand T6 ergibt sich zwischen R_m^* und $R_m^{*'}$ aufgrund des hohen Streckgrenzenverhältnisses kein Unterschied. Die Abschätzung liegt dabei etwa 2 % über der gemessenen Zugfestigkeit.

Tabelle 6.2 Erwartungswerte nach [Kel65b] (E_i^* , R_m^* , $R_m^{*'}$) und Abgleich mit Kennwerten aus dem Zugversuch

Zustand	E_i [GPa]	E_i^* [GPa]	R_m [MPa]	R_m^* [MPa]	$R_m^{*'}$ [MPa]
T4	71	68	164	220	167
T6	74	69	308	315	314,8

7 Diskussion

7.1 Diskussion zum Metall-Metall-Verbund

7.1.1 Einfluss von Wärmebehandlung und Prozess

Mikrostruktur

Das festgestellte Gefüge im Ausgangszustand T4 zeigt eine sehr feinkörnige Mikrostruktur im gesamten Profilquerschnitt, wobei um das Verstärkungselement herum, sowie entlang der Längspressnaht ein nochmals feinkörnigeres Gefüge vorzufinden ist. Dies ist auf die starke plastische Deformation der Matrix während des Strangpressens in diesen Bereichen zurückzuführen, wodurch es zu einer feinkörnigen Rekristallisation kommt [Ost07] [Hum96]. Dieser Effekt konnte in gleicher Weise bereits an Strangpressverbunden mit unterschiedlichen Matrixwerkstoffen vorgefunden werden. So wurde diese Gefügeausbildung bereits von [Wei06a] an Verbunden mit einer EN AW-6060-Matrix, von [Ham09a] an EN AW-6056, EN AW-2099 und von [Mer12] an einer EN AW-6082-Matrix vorgefunden. Im Wärmebehandlungszustand T6 ist keine weitere Gefügeveränderung feststellbar. Dies war zu erwarten, da die Profile direkt nach dem Abschrecken an der Strangpresse warm ausgelagert wurden und die Auslagerungstemperatur mit 185 °C unterhalb der Rekristallisationstemperatur lag [Ost07]. Bei nachträglichem Lösungsglühen kann allerdings eine starke Kornvergrößerung beobachtet werden, wie die Zustände T4_{5h} und T8 zeigen. Einen Einfluss der Lösungsglühdauer auf das Gefüge kann aber nicht festgestellt werden. Bereits ab der bei T8 verwendeten Lösungsglühdauer von 1 h erscheint das Matrixgefüge identisch zum Gefüge des T4_{5h} Zustandes. In beiden Zuständen kann zusätzlich ein sehr feinkörniger Saum um das Verstärkungselement beobachtet werden. Es ist möglich, dass im T8-Zustand durch den Reckprozess mikroplastische Verformungen an der Grenzfläche auftreten und dies zu einer feinkörnigen Rekristallisa-

tion in diesem Bereich führt. Da dieser Bereich allerdings auch im T4_{5h}-Zustand festzustellen ist, ist es wahrscheinlicher, dass der sehr feinkörnige Bereich bereits während des Strangpressens rekristallisiert, während es weiter entfernt von der Grenzfläche erst während der nachfolgenden Lösungsglühbehandlung zur Rekristallisation mit Kornvergrößerung kommt. Die durchgeführten Mikrohärtmessungen zeigen allerdings, dass die Härte im Grenzflächenbereich im Zustand T4_{5h} deutlich höher ausfällt als im Zustand T4. Der Härtezuwachs scheint hier somit nicht ausschließlich aus der Kornfeinung zu resultieren. Höchstwahrscheinlich kommt es durch die Bildung der intermetallischen Phase und der anschließenden Abkühlung zu einer erhöhten Versetzungsverfestigung durch vergrößerte thermische Spannungen aufgrund unterschiedlicher Ausdehnungskoeffizienten zwischen Stahldraht, intermetallischer Phase und Aluminiummatrix. So beobachteten bereits [Vog86b] und [Ars86] in Al/SiC-Verbundwerkstoffen einen starken Anstieg der Versetzungsdichte um SiC-Partikel, welche den scheinbaren Festigkeitsanstieg, verglichen zum theoretischen Festigkeitsanstieg durch die SiC-Verstärkung, erklärte.

Interdiffusion zwischen Matrix und Verstärkungselement

Wie die transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen belegen, kommt es in dem hier untersuchten System zu einer stoffschlüssigen Verbindung beim Verbundstrangpressen. Dass die Prozessbedingungen für eine ausgeprägte Diffusion im Bereich mehrerer Nanometer ausreichen, wurde bereits von [Wei06a] am System EN AW-6060 + 1.4310 nachgewiesen. Die nachgewiesenen Diffusionswege unterscheiden sich je nach Wärmebehandlungszustand. Die Zustände T4_L, T4 und T6 zeigen kaum Unterschiede in den mittleren Diffusionswegen der Elemente Fe, Cr und Ni, während der Zustand T8 etwa eine dreifach höhere Eindringtiefe dieser Legierungselemente aufweist. Schätzt man die mittleren Diffusionswege mit Hilfe der Einstein-Smoluchowski-Beziehung nach Gleichung 2.1 und Diffusionskoeffizienten für Fe, Cr und Ni in Aluminium nach [LeC90] ab, so erhält man bei Berücksichtigung der Presstemperatur ($\approx 500\text{ °C}$) und Abkühlzeiten ($\approx 1\text{ min}$) mittlere Diffusionswege von 66 nm, 9 nm und

1290 nm für die im Wasserbad abgeschreckten Profile. Für die Elemente Fe und Cr zeigt sich hierbei eine quantitativ recht gute Übereinstimmung, während die gemessenen Diffusionswege für Nickel deutlich geringer ausfallen. Bei Warmauslagerungen bei 185 °C laufen die Diffusionsprozesse sehr langsam ab und belaufen sich nach Gleichung 2.1 auf wenige Hundertstel Nanometer für Eisen. Dies deckt sich mit dem Vergleich der Diffusionswege im T4- und T6-Zustand. Für den Wärmebehandlungszustand T8 ergeben sich durch die zusätzliche Lösungsglühbehandlung bei 530 °C deutliche höhere theoretische Diffusionswege im Mikrometerbereich. Dies konnte anhand der Untersuchungen nicht bestätigt werden, jedoch ist eine deutliche Erhöhung der Diffusionswege um ca. 100 nm zu verzeichnen und stützt die These, dass während eines nachträglichen Lösungsglühprozesses die Diffusion über die Grenzfläche hinweg deutlich gefördert wird. Des Weiteren ist die Bildung von Partikeln an der Grenzfläche zu verzeichnen, welche aus ihrer Zusammensetzung mit Anteilen aus Al, Fe, Cr, Mn und Si auf eine komplexe intermetallische Phase schließen lässt, welche die weitere Diffusion zunächst verlangsamt.

Je nach Wärmebehandlungsbedingungen ist mit der Bildung einer Reaktionsschicht zu rechnen, wie [Ham12] an Verbunden mit einer EN AW-2029 und Verstärkungselementen auf Eisen- bzw. Kobaltbasis dokumentierte oder [Pat74] an edelstahldrahtverstärktem Reinaluminium beobachtete. In der vorliegenden Arbeit konnte ebenfalls eine ausgeprägte Reaktionsschichtbildung bei Auslagerung des Verbundes bei 530 °C für mehrere Stunden dokumentiert werden. Abbildung 7.1 zeigt die ermittelten Reaktionsschichtdicken über der Auslagerungszeit und die rechnerisch ermittelten theoretischen Diffusionswege für die Legierungselemente Fe, Cr, Ni nach Gleichung 2.1 und mit Diffusionskonstanten nach [Lec90]. Die Messwerte wurden dann mittels Wurzelfunktion angefüttet und mit den theoretischen Kurven verglichen. Es zeigt sich ein Verlauf knapp unterhalb der Diffusionswege für Eisen. Für die Extrapolation der Messwerte ergibt sich ein Pseudo-Diffusionskoeffizient für das Schichtwachstum von $2,153 \cdot 10^{-3} \mu\text{m s}^{-1}$. Aufgrund der relativ guten Übereinstimmung der Messwerte mit der abgeschätzten Diffusion von Fe, lässt sich annehmen, dass

die Wachstumskinetik der Reaktionsschicht deutlich von der Fe-Diffusion dominiert wird. Dies bestätigt der Vergleich mit [Spr11], hier wurden umfassende Untersuchungen zur Interdiffusion zwischen legiertem Stahl und Reinaluminium und einer Al-Legierung im festen Zustand angestellt.

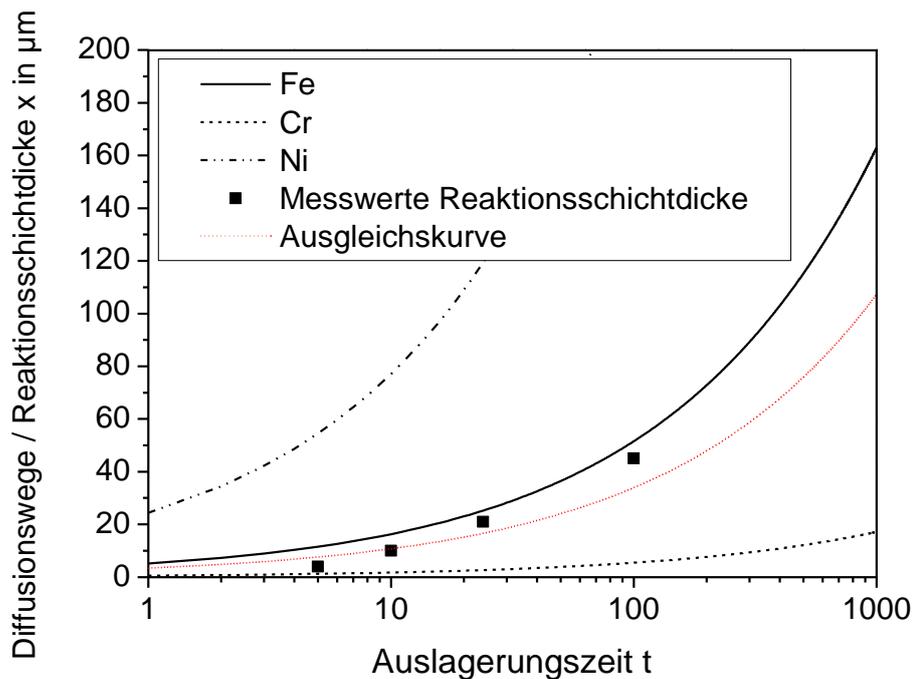


Abbildung 7.1

Theoretische Diffusionswege über der Auslagerungszeit der Elemente Fe, Cr, Ni bei $T = 530 \text{ °C}$ und gemessene Reaktionsschichtdicken mit angefitteter Ausgleichskurve nach Gleichung 2.1

Dabei konnte er feststellen, dass in beiden Systemen unterschiedliche intermetallische Phasen gebildet werden, jedoch der Anteil der η -Phase (Al_5Fe_2) deutlich überwiegt. Aufgrund der parabolischen Wachstumsrate der Schicht lässt sich der ermittelte Pseudo-Diffusionskoeffizient in einer für die Wachstumsrate charakteristischen Konstanten ausdrücken. Die für das vorliegende Verbundsystem berechnete Konstante liegt bei $k = 0,0867 \text{ µm s}^{-1/2}$. Es zeigt sich dabei eine relativ gute Übereinstimmung mit dem in [Spr11] ermittelten Arrhenius-Diagramm, welches für die Diffusion zwischen unlegiertem Stahl und Reinaluminium aus unterschiedlichen Literaturangaben ([Shi66] [Egg85] [Nao07]) ermittelt wurde (Abbildung 7.2).

Demzufolge muss die Bildung der η -Phase auch hier eine übergeordnete Rolle spielen. Dennoch lässt sich eine Verschiebung zu höheren $\ln k$ – Werten (also kleineren Wachstumsraten) im Vergleich zur Ausgleichsgeraden feststellen und kann auf die komplexere Legierungszusammensetzung des Verbundsystems im Vergleich zum dort untersuchten Verbund aus Reinaluminium und unlegiertem Stahl. So vermutete bereits [Pat74] die Bildung einer komplexen (AlFe)Cr-Verbindung zwischen CrNi-Stahl und Aluminium.

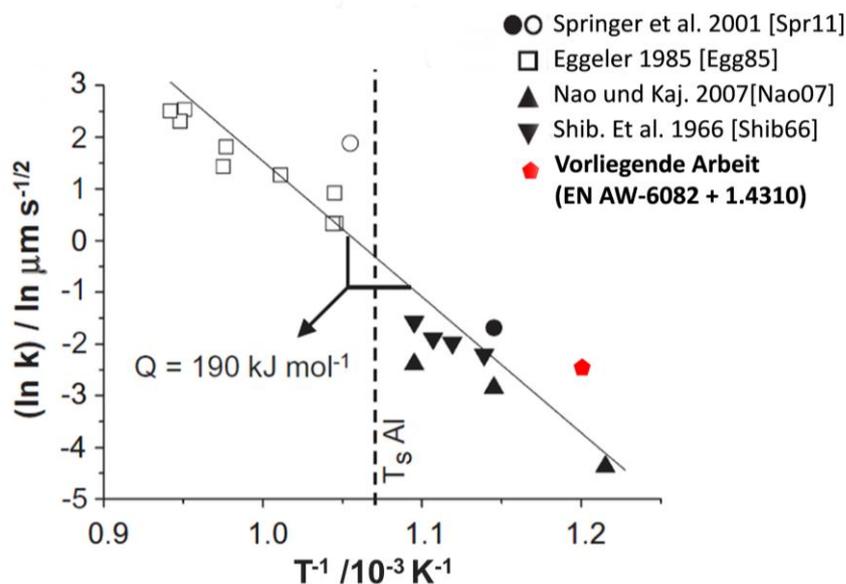


Abbildung 7.2

Arrhenius Diagramm der Wachstumsrate k in $\mu\text{m s}^{-1/2}$ aus Literaturdaten nach [Spr11] mit Daten aus [Egg85] [Nao07] [Shi66]

Wie aus den transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen ersichtlich, erfolgt zunächst neben der Diffusion von Eisen, die Diffusion von Cr und Ni. Im T8-Wärmebehandlungszustand, welcher bzgl. der Reaktionsschichtbildung als Vorstufe zum T4_{5h}-Zustand gesehen werden kann (Auslagerung bei 530° für 1 h), konnten partikelförmige Ausscheidungen entlang der Grenzfläche festgestellt werden welche auf die Bildung von komplexen Verbindungen zwischen Fe, Cr, Mn, Ni und Si schließen lassen. Hierbei kommen eine Reihe von intermetallischen Verbindungen in Frage, z.B. sind AlMnFeSi-Verbindungen [War06] [Rag02], AlCr-Verbindungen [Rag03] und NiAl-Verbindungen [Sau95] und es ist wahrscheinlich, dass

sich unterschiedliche Zusammensetzungen ausbilden, aufgrund ähnlichen Bildungsenthalpien [Sau95]. Bei ausgeprägtem Schichtwachstum (Auslagerungszeit ≥ 5 h) kann hauptsächlich die Diffusion von Fe und Cr festgestellt werden. Es handelt sich hierbei wahrscheinlich um eine intermetallische ternäre (Fe,Cr)Al- Verbindung [Pat74]. Aus dem ternären Phasendiagramm ist bekannt, dass Fe durch Cr substituiert wird und die intermetallische Verbindung sich über eine große Bandbreite von Zusammensetzungen bilden kann [Pat74]. Auf eine genaue Bestimmung der stöchiometrischen Zusammensetzung und Gitterstruktur wurde verzichtet.

Einfluss der Wärmebehandlung auf die Grenzflächenfestigkeit

Abbildung 7.3 zeigt die gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten und Grenzflächennormalfestigkeiten in den untersuchten Wärmebehandlungszuständen. Aus dem Diagramm wird ersichtlich, dass der zusätzliche Lösungsglühprozess von T4 nach T4_{5h} sowohl zu einer Zunahme der Grenzflächenscherfestigkeit, als auch der Grenzflächennormalfestigkeit führt. Die Ausbildung der Diffusionsschicht führt demnach zu einer höheren chemischen Bindung, die sich sowohl bei Scherbeanspruchung als auch bei Normalbeanspruchung positiv auswirkt. In den warmausgelagerten Zuständen T6 und T8 verhält sich der Einfluss jedoch umgekehrt. Während die Grenzflächenscherfestigkeit ansteigt, bleibt die Grenzflächennormalfestigkeit konstant bzw. sinkt deutlich ab. Einen ersten Hinweis auf die Gründe hierfür liefert die Betrachtung des Schädigungsverhaltens im Push-Out-Versuch und im Radialnormalzugversuch. Während die Schädigung im Push-Out-Versuch eindeutig in der Matrix des Verbundes erfolgt (vgl. Abbildung 5.24), kann ausgehend von den fraktographischen Untersuchungen (vgl. Kapitel 5.1.4) festgestellt werden, dass der Anteil an Versagen in der Matrix beim Radialnormalzugversuch deutlich geringer ausfällt und im Zustand T8 kaum festgestellt werden kann. Zusätzlich kann aus der Porenbildung im Zustand T8 auf Fehlstellen aus dem Reckprozess geschlossen werden, welche sich bei Normalbeanspruchung deutlich negativer auswirken als bei Scherbeanspruchung. Ein weiterer Aspekt kann in der Eigenspannungsbildung im Verbund gefunden werden. So bestimmte

[Wei06a] radiale Eigenspannungen in der Matrix, welche sich im Bereich von -19 - -70 MPa bewegen. Aufgrund der hieraus resultierenden Klemmkraft in Richtung der Grenzfläche, erhöht sich die eigentliche Grenzflächenfestigkeit (chemische + mechanische Bindung), so dass das Versagen bei Scherbeanspruchungen überwiegend in der Matrix stattfindet. Das Schädigungsverhalten im Push-Out-Versuch ist also durch Matrixversagen dominiert und dementsprechend in enger Korrelation zur Matrixfestigkeit. Bedingt durch die Probengeometrie in den Radialnormalzugversuchen und die damit verbundene Wegnahme der radialen Eigenspannungen auf das Verstärkungselement, kann hier davon ausgegangen werden, dass die reine chemische Bindung ohne Eigenspannungseinfluss durch die Radialnormalfestigkeit beschrieben wird. Die TEM-Untersuchungen belegen dabei gleiche Diffusionswege im T4 und im T6 Zustand. Dies lässt auf eine ähnliche chemische Bildung schließen und wird somit von den Ergebnissen zur Grenzflächennormalfestigkeit bestätigt. Zustand T8 zeigt zwar deutlich höhere Diffusionswege, aber die Grenzflächenschädigung durch den Reckprozess führt zu deutlich niedrigeren Grenzflächennormalfestigkeiten.

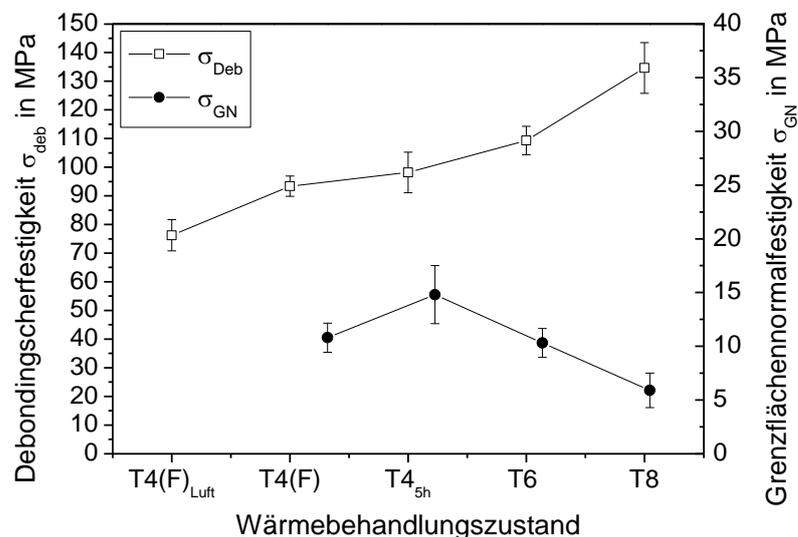


Abbildung 7.3

Vergleich der gemessene Radialnormalfestigkeiten und Debondingscherfestigkeiten

7.1.2 Einflussgrößen beim Push-Out-Versuch

Im Folgenden sollen die maßgeblichen Einflussgrößen auf die im Push-Out-Versuch gemessene Grenzflächenscherfestigkeit aus den vorgestellten Ergebnissen abgeleitet und diskutiert werden. Hierzu sollen zunächst die in der FE-Simulation aufgezeigten Phänomene, anhand des Vergleichs mit experimentellen Daten, evaluiert werden. Anschließend folgt die Betrachtung der geometrischen Einflussgrößen und die daraus abgeleiteten Zusammenhänge für das betrachtete Verbundsystem im Vergleich mit den aus der Literatur bekannten Beobachtungen.

Evaluierung des Schädigungsverhaltens Push-Out

[Nas12] führte ausführliche Untersuchungen bezüglich der Abhängigkeit der Grenzflächenfestigkeit von den geometrischen Randbedingungen (Nutbreite b , Probenhöhe h) am Verbundsystem EN AW-6082/1.4310 durch. Abbildung 7.4 zeigt metallographische Schliffe aus [Nas12]. Hier konnte experimentell festgestellt werden, dass mit zunehmender Probenhöhe es zu einer stärkeren Verformung der Matrix auf der Krafteinleitungsseite kommt. An der Probenunterseite ist dementsprechend eine Abnahme der Spaltlänge L_s zu verzeichnen. Abbildung 7.5 zeigt im Vergleich hierzu die per FE-Simulation ermittelten Verformungen an der Krafteinleitungsseite, sowie die Spaltbildung an der Probenunterseite.

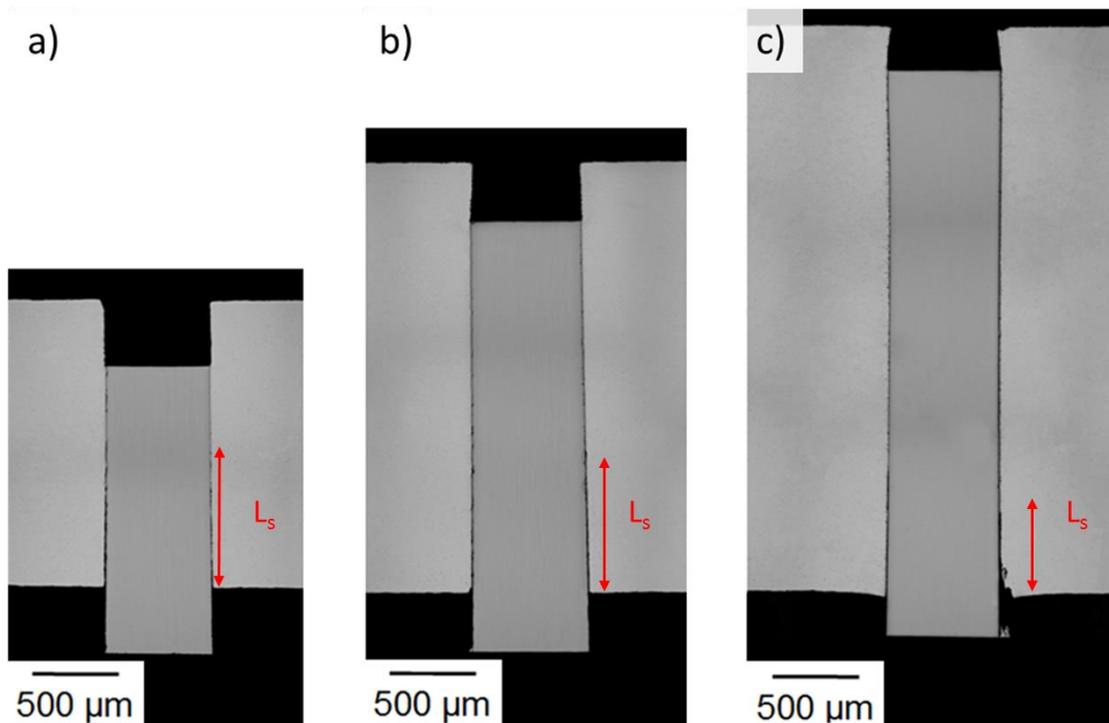


Abbildung 7.4

Metallographische Schliffe an Push-Out-Proben bei konstanter Nutbreite ($b = 2 \text{ mm}$) und Variation der Probenhöhe h : a) $h = 2 \text{ mm}$ b) $h = 3 \text{ mm}$ c) $h = 4 \text{ mm}$ [Nas12]

Es zeigt sich dabei eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Die stärkere Verformung auf der Probenoberseite spricht für höhere radiale Druckspannungen, bedingt durch die aufgrund der größeren Probenhöhe hervorgerufenen höheren Prüfkraft und wird durch die Darstellung der Spannungsverteilung in Abbildung 5.42 bestätigt. Die tendenziell abnehmende Spaltlänge am unteren Probenende wird durch die Simulation ebenfalls belegt und bestätigt den in Abbildung 5.44 dargestellten Rückgang der Schädigung im unteren Probenbereich mit zunehmender Probenhöhe.

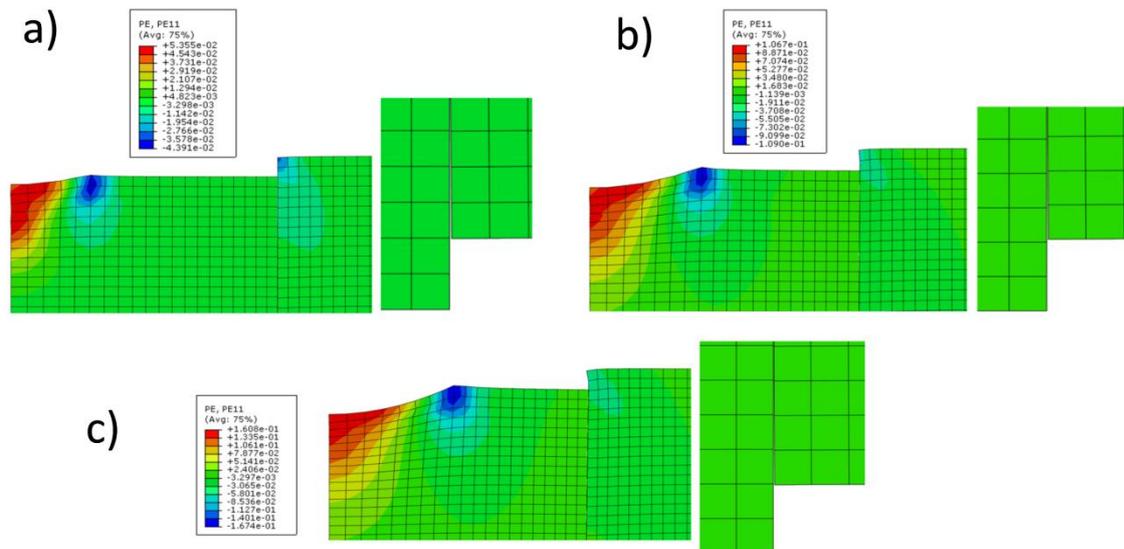


Abbildung 7.5

Konturbilder zur Darstellung der Verformung an der Krafteinleitungsseite der Probe (jeweils links) und der Spaltbildung an der Probenunterseite (jeweils rechts) bei Variation der Probenhöhe: a) $h = 2 \text{ mm}$, b) $h = 3 \text{ mm}$, c) $h = 4 \text{ mm}$ [Bit14]

Es muss jedoch auch festgestellt werden, dass die Bewertung der Spaltlänge durch die metallographische Präparation und ein damit möglicherweise einhergehendes Verschmieren der duktilen Matrix nicht immer zuverlässig ist. Der hier gezeigte Vergleich belegt, dass die prinzipiellen Wirkmechanismen in Bezug auf Verlauf und Ausbildung der Grenzflächenschädigung im Push-Out-Versuch durch die Simulation zuverlässig und richtig abgebildet werden. Es bleibt festzustellen, dass der Schädigungsverlauf eindeutig durch die Überlagerung von Biegekomponenten beeinflusst wird und damit abhängig von den geometrischen Randbedingungen ist. Dies steht im Kontrast zu den Ergebnissen an einem Aluminium/Stahlverbund in [Yue98], in denen dieser als relativ unempfindlich gegenüber den geometrischen Einflussgrößen beschrieben wird. Jedoch wurden keine weiteren Untersuchungen speziell in Bezug auf die Grenzflächenscherfestigkeit und deren Abhängigkeit von den Geometriefaktoren getätigt. Die Auswertung der Grenzflächenfestigkeit erfolgte zudem mittels eines analytischen Modells, dessen Gültigkeit auf eine vermeintlich schwache Grenzfläche zurückgeführt wird und deren Annahme sich lediglich auf das Vorhandensein einer spröden Reaktionsschicht und dem damit

einhergehenden Versagen in dieser Schicht zurückführen ließ. Ein Vergleich der experimentell ermittelten Zusammenhänge des bereits in [Yue98] [Gal96] und [Kal92] untersuchten Zusammenhangs zwischen Grenzflächenfestigkeit, Nutbreite und Probengeometrie mit den simulativ ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten scheint daher legitim.

Geometrieinfluss auf σ_{Deb}

Abbildung 7.6 zeigt die in [Mer12] und dieser Arbeit experimentell ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten in Abhängigkeit des Probenhöhe zu Nutbreiten-Verhältnis h/b und im Vergleich dazu, in analoger Weise aufgetragen, die simulativ bestimmten Grenzflächenscherfestigkeiten. Es ist zunächst, wie in [Mer12] bereits festgestellt, im Bereich von $h/b = 0,25 - 1$ ein Anstieg der Grenzflächenscherfestigkeit zu verzeichnen. Danach erscheint die Abhängigkeit als sehr gering. In gleicher Weise kann dies in der FE-Simulation ermittelt werden. In [Rhy94] wird, zusätzlich zum Verhältnis h/b , das Aspektverhältnis des Verstärkungselements als wichtige Kenngröße genannt. Hier wird ein Aspektverhältnis von $h/d \geq 2$, sowie ein Verhältnis von $h/b \geq 0,5$ als Grenzkombination genannt, ab der kein signifikanter Geometrieinfluss während des Push-Out-Versuches vorliegt. Bei genauer Betrachtung der Einzelwerte und der Parameterkombinationen, kann dies anhand der experimentellen und simulativen Ergebnisse bestätigt werden. So ist auffällig, dass bei gleichem h/b -Verhältnis teilweise deutlich unterschiedliche Grenzflächenfestigkeiten festgestellt werden können (siehe $h/b = 0,33$, $h/b = 0,66$, $h/b = 2,0$). Dies bestätigt wiederum, die in Kapitel 5.2.4 dargestellte starke Abhängigkeit der Biegekomponente von der Probenhöhe, was bei einem konstanten Verstärkungselementdurchmesser von $d = 1$ gleichzeitig dem Aspektverhältnis des Verstärkungselementes entspricht. Dies untermauert die in [Rhy94] und [Kal92] gezogenen Grenzen und schließt dementsprechend eine Bewertung lediglich anhand des Verhältnisses h/b aus. Führt man dementsprechend die Bedingung von $h/d \geq 2$ ein, so kann ab einem Verhältnis von $h/b \geq 0,66$ eine nahezu konstante und damit geometrieunabhängige Grenzflächenscherfestigkeit festgestellt werden. Es sei anzumerken, dass bei einer Pro-

benhöhe von $h = 4$ ($h/b = 2$) ermittelte Grenzflächenscherfestigkeit hier nochmals deutlich höher liegt. Anhand theoretischer Überlegungen wurde allerdings bereits in [Nas12] diese als Obergrenze für die Probenhöhe festgelegt und eine unzulässige plastische Verformung des Verstärkungselementes kann nicht ausgeschlossen werden, weswegen dieser Datenpunkt nicht mitbewertet wird. Die somit ermittelte mittlere Grenzflächenscherfestigkeit beträgt $110,7 \pm 2,1$ MPa. Die maximale Messabweichung von 3,8 % in diesem Bereich ist als sehr gering zu bewerten. In der Simulation ergibt sich eine mittlere Grenzflächenscherfestigkeit in dem ermittelten Bereich von $108,4 \pm 2,6$ MPa, bei Vernachlässigung der Werte für eine theoretische Nutbreite von 1 mm. Aufgrund der hier nochmals höheren und über die Probenhöhe konstanten Grenzflächenscherfestigkeit, kann jedoch darauf geschlossen werden, dass die wahre Grenzflächenscherfestigkeit wahrscheinlich etwas höher liegen muss und eine Beeinflussung durch die Überlagerung von Biegekomponenten bei Nutbreiten größer als der Verstärkungselementdurchmesser dennoch vorhanden sein kann. Die Abweichung der experimentellen Ergebnisse zu den Simulationen bei idealer Nutgeometrie beträgt jedoch nur maximal 4,4 %. In Übereinstimmung mit [Kal92] [Rhy94] und in Ergänzung zu [Nas12] und [Mer12] wird somit für das hier untersuchte Verbundsystem eine optimale Parameterkombination von $h/b > 0,66$, sowie $2 \leq h/d \leq 4$ festgestellt. Der Vergleich zwischen Experiment und Simulation bescheinigt dem verwendeten Modell eine sehr gute Abbildung der geometrischen Einflussgrößen und ermöglicht somit, anhand weniger experimenteller Eingangsdaten, eine Optimierung der Versuchsparameter und eine Vorhersage des Schädigungsverhaltens.

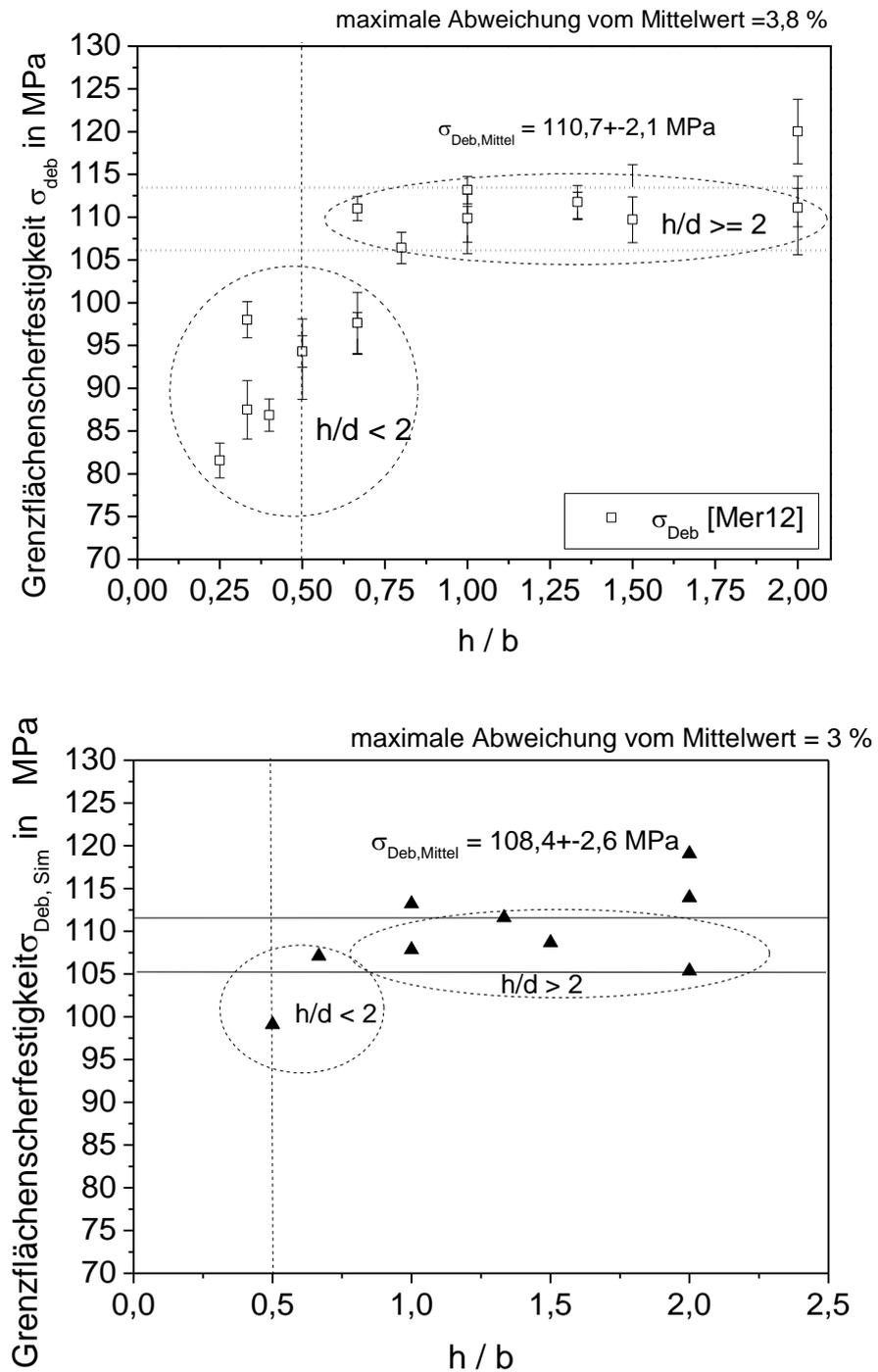


Abbildung 7.6

Experimentell und simulativ bestimmte Grenzflächenscherfestigkeiten in Abhängigkeit des Parameterverhältnis h/b

7.1.3 Einflussgrößen beim Pull-Out-Versuch

Analog zu den Betrachtungen am Push-Out-Versuch soll nun zunächst das simulativ bestimmte Schädigungsverhalten anhand experimenteller Daten evaluiert werden um anschließend im Abgleich die Einflussgrößen auf den hier durchgeführten Pull-Out-Versuch zu bewerten. Des Weiteren soll die Vergleichbarkeit mit den aus den Push-Out-Versuchen ermittelten Grenzflächenscherfestigkeit diskutiert werden.

Evaluierung des Schädigungsverhaltens beim Pull-Out-Versuch

Abbildung 7.7 zeigt Längsschliffe bei konstanter Nutbreite ($b = 2 \text{ mm}$) geprüfter Pull-Out-Proben bei einer Probenkopfhöhe von $h = 2 \text{ mm}$ bzw. $h = 3 \text{ mm}$, sowie den Vergleich der simulativ bestimmten Verformung am oberen Probenende sowie der Spaltbildung am unteren Probenende. Im Schliff ist zu erkennen, dass es am oberen Probenende lediglich zu einer geringen Verformung in Richtung des Verstärkungselementes kommt, eine verstärkte Verformung bei größerer Probenkopfhöhe kann nicht festgestellt werden und ist im Einklang mit der Verformungsdarstellung in der FE-Simulation. Im Bereich des unteren Probenkopfs ist eine Verformung der Matrix, welche in Krafrichtung herausgewölbt wird, zu erkennen und lässt auf eine starke Grenzflächenanbindung schließen, was durch Matrixanhaftungen am herausgezogenen Draht unterstrichen wird. Die Simulation bildet diese Verformung nicht ab. Im Schliffbild zu erkennen ist eine leicht ansteigende Spaltlänge bei größerer Probenkopfhöhe, dies kann anhand Abbildung 7.7 (unten) nicht bestätigt werden, kann jedoch in Abbildung 5.50 anhand der Schädigungsabbildung nachvollzogen werden. Hier kommt es zu einer Erhöhung des relativen Schädigungsanteils im unteren Teil der Probe mit steigender Probenkopfhöhe. Im direkten Vergleich mit dem Schädigungsverlauf beim Push-Out-Versuch ist auffällig, dass die Schädigungsinitiierung an der Krafeinleitungsstelle beginnt und sich daran eine Delamination von unten nach oben in der Probe ergibt, während es beim Push-Out zwar auch zunächst zu einer Delamination an der Krafeinleitungsstelle kommt, die weitere Delamination dann aber an

der unteren Probenseite fortgesetzt wird. Dies kann wie in [Gal96] und [Yue96] beschrieben auf die Verlagerung der Schädigungsinitiierung durch die Biegekomponente beim Push-Out zurückgeführt werden. Im Pull-Out-Versuch kann hieraus keine weitere Aussage zum Einfluss der Biegebeanspruchung getroffen werden, da hier Kräfteinleitungsstelle und induzierte radiale Zugspannungen übereinander fallen.

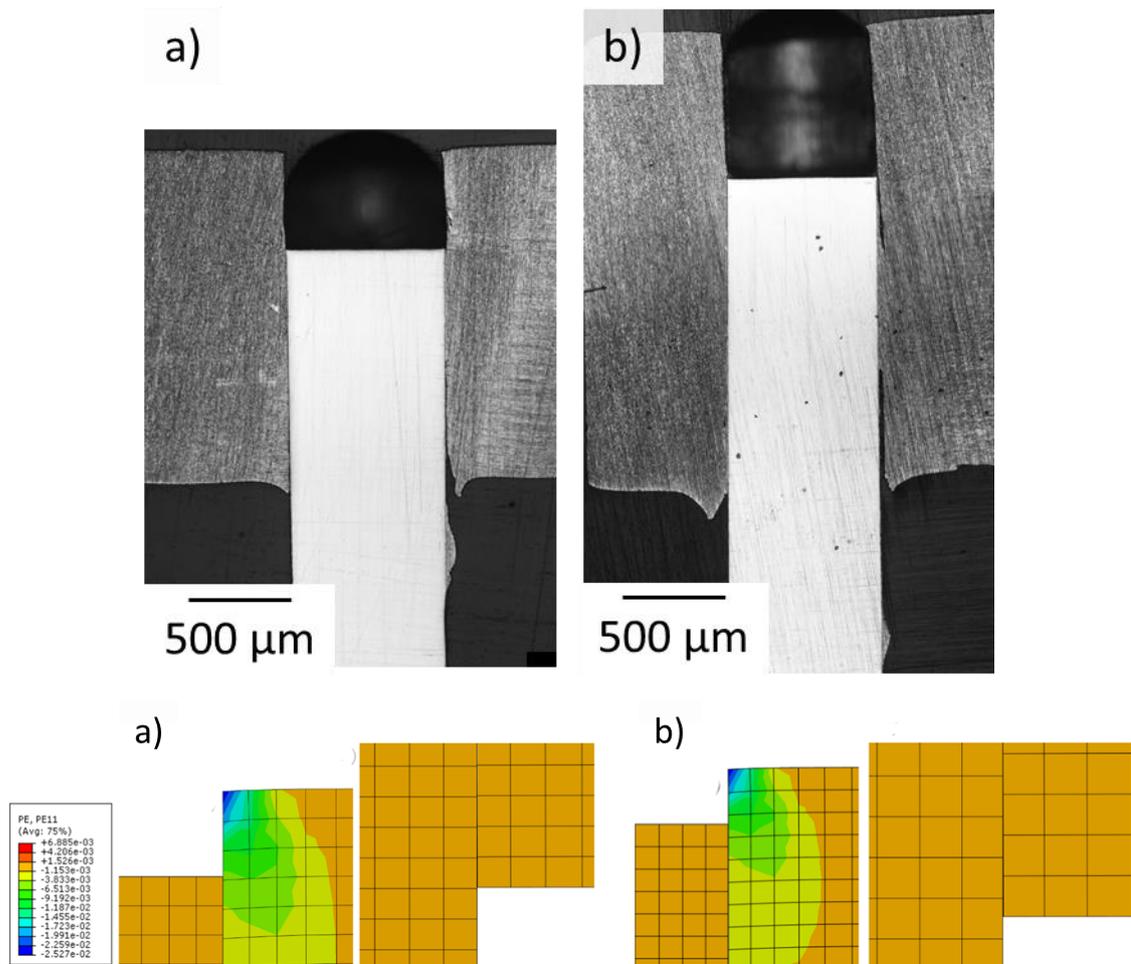


Abbildung 7.7

Oben: Metallographische Schiffe an geprüften Pull-Out-Proben bei konstanter Nutbreite ($b = 2 \text{ mm}$) und Variation der Probenhöhe h : a) $h = 2 \text{ mm}$ b) $h = 3 \text{ mm}$ [Bli14]

Unten: Konturbilder zur Darstellung der Verformung an der Kräfteinleitungsseite der Probe (jeweils links) und der Spaltbildung an der Probenunterseite (jeweils rechts) bei a) $h = 2 \text{ mm}$ und b) $h = 3 \text{ mm}$ [Bit14]

Hinweise auf eine zunehmende Biegebeanspruchung liefert allerdings Abbildung 5.48, welche eine leichte Vergrößerung des Zugspannungsbe-

reichs in radialer Richtung mit zunehmender Probenkopfhöhe h anzeigt und bestätigt die in Abbildung 7.7 festgestellten Phänomene.

Geometrieinfluss auf σ_{Deb}

Abbildung 7.8 zeigt den Vergleich zwischen experimentell ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten und die mittels FE-Simulation ermittelten Werten. Zunächst ist zu erkennen, dass die experimentellen Daten eine relativ große Streuung aufweisen, und somit als annähernd konstant betrachtet werden müssen. Der Grund für die hohe Streubreite könnte in der relativ aufwendigen Probenfertigung zu finden sein, welche eine exakte Ausrichtung und zentrierte Lage der Verstärkungselemente in der Probe nicht zuverlässig gewährleistet. Begründet durch deutlich größeren Probengesamtlänge kann sich eine solche Abweichung deutlich stärker auswirken als in den verhältnismäßig dünnen Push-Out-Proben. Hinzu kommt, dass aufgrund dieser aufwendigen Probenfertigung nur insgesamt 3 Proben pro Parameterkombination geprüft werden konnten. Es ist des Weiteren im Diagramm zu erkennen, dass die experimentell bestimmten Grenzflächenscherfestigkeiten deutlich oberhalb der simulativ bestimmten Werte vorzufinden sind. Die beste Übereinstimmung zeigen noch die Werte bei einem Parameterverhältnis von $h/b = 0,5 - 0,66$, wobei der Abstand dann mit zunehmendem Verhältnis größer wird. Zu erwähnen ist, dass die simulativ bestimmten Grenzflächenscherfestigkeiten bei geringerer Nutbreite stets höher liegen. Trotz der hohen Streubreite stimmt zumindest die Tendenz der experimentell ermittelten Mittelwerte damit überein. Dies ist insofern schlüssig, da der Einfluss der Biegekomponente, welche wie bereits in Abbildung 7.7 und Abbildung 5.49 experimentell anhand größerer Spaltlängen und simulativ anhand höherer radialer Zugspannungen im unteren Teil der Probe festgestellt wurde, zu einer Herabsetzung der Grenzflächenscherfestigkeit mit steigender Nutbreite führt.

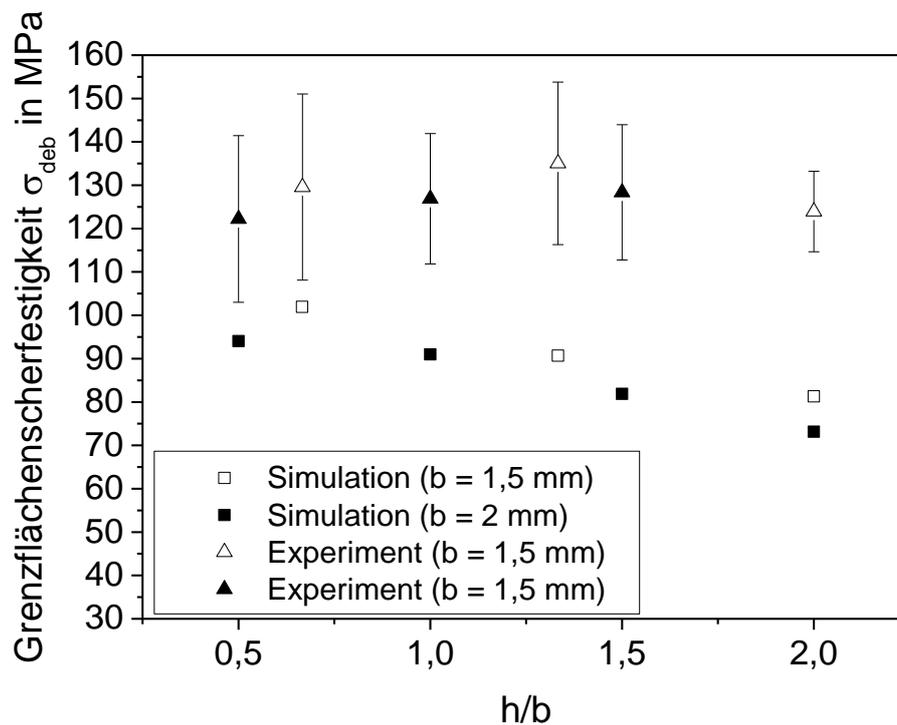


Abbildung 7.8

Vergleich der experimentell ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten im Pull-Out-Versuch mit den simulativ bestimmten Werten

Mit zunehmendem Parameterverhältnis h/b und damit mit steigender Probenkopfhöhe h zeigt die Simulation eine abnehmende Tendenz der Grenzflächenscherfestigkeiten. Dies konnte anhand der experimentellen Daten nicht bestätigt werden, konnte jedoch auf eine deutliche Zunahme des Querkontraktionseinflusses zurückgeführt werden. Abbildung 7.9 zeigt hierzu beispielhaft die simulativ ermittelten Kraft-Weg-Kurven, welche jeweils mit und ohne Querkontraktion berechnet wurden [Bit14].

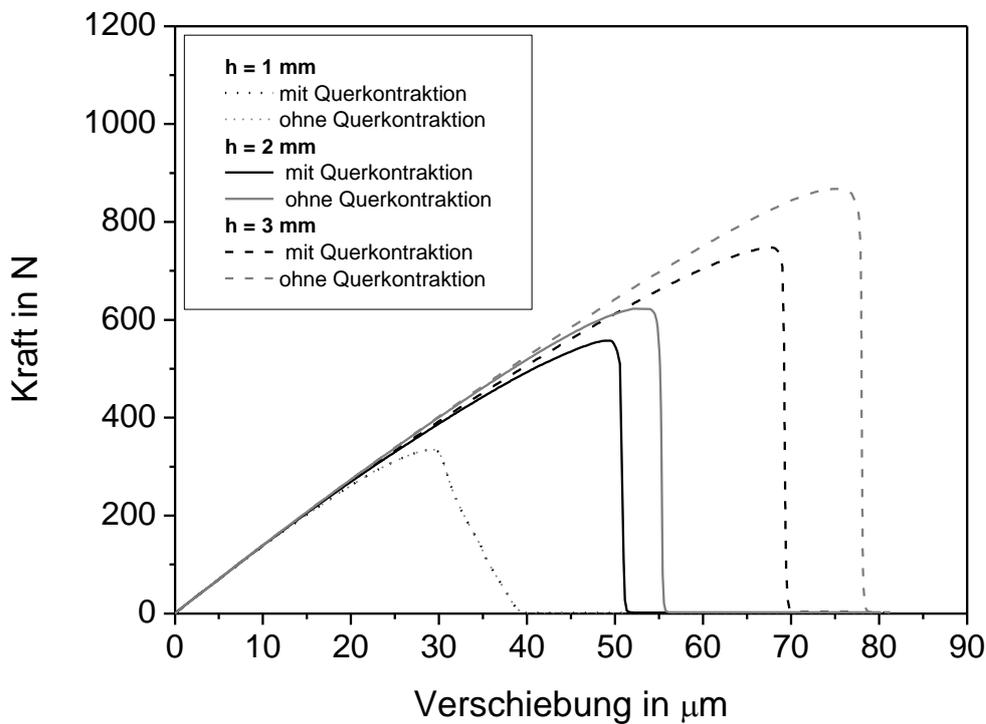


Abbildung 7.9

Simulativ bestimmte Kraft-Verschiebungs-Kurven mit und ohne Berücksichtigung der Querkontraktion des Verstärkungselements

Mit steigender Probenkopfhöhe nimmt, wie zu erkennen, der Einfluss der Querkontraktion zu und führt zu geringeren Maximalkräften. Bei einer Probenkopfhöhe von $h = 3$ mm beträgt der Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit rund 14 %. Bei einer Probenkopfhöhe von $h = 1$ mm ist kein Einfluss der Querkontraktion zu verzeichnen. Die bei größeren Probenkopfhöhen auftretenden höheren Maximalkräfte führen zu einer höheren Querkontraktion, wodurch sich der Einfluss auf die Grenzflächenscherfestigkeit stark vergrößert. Wie in [DiF96] und [Yue96] beschrieben führt die radiale Kontraktion bzw. Ausdehnung des Verstärkungselements zu einer zusätzlichen Normalbeanspruchung der Grenzfläche und dementsprechend zu einer Abnahme bzw. Zunahme der gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit. Im Gegensatz hierzu führt die Ausdehnung in radialer Richtung bei der Stauchung im Push-Out-Versuch aber zu einer kaum feststell-

baren Erhöhung der Grenzflächenscherfestigkeit. Es bleibt festzustellen, dass die Querkontraktion beim Pull-Out-Versuch, zumindest in der Simulation, eine dominante Rolle einnimmt. Dies steht im Einklang mit Überlegungen von [DiF96], konnte aber experimentell nicht belegt werden. [Yue98] beschreibt den Pull-Out-Versuch als unempfindlich gegenüber Biegekomponenten. Anhand der experimentellen Daten konnte dies bestätigt werden, aufgrund der hohen Streubreiten wird aber an dieser Stelle auf eine abschließende Bewertung verzichtet. Im Gegensatz hierzu zeigt die Simulation einen schädigenden Einfluss der Biegekomponente. So ist ersichtlich, dass, wie berechnet, die Querkontraktion einen Abfall der Festigkeit um 14 % im Vergleich von $h = 3$ zu $h = 1$ hervorruft. Der tatsächliche Abfall bei einem Wechsel von $h = 1$ mm zu $h = 3$ mm beträgt aber etwa 21 %. Somit beeinflusst sowohl eine steigende Probenkopfhöhe h als auch eine steigende Nutbreite b , die ermittelte Grenzflächenscherfestigkeit negativ und deutet somit auf einen zusätzlichen Einfluss der Biegekomponente hin.

Vergleichbarkeit von Push-Out- und Pull-Out-Versuch

Abbildung 7.10 zeigt den Vergleich der simulativ bestimmten Werte der Grenzflächenscherfestigkeit in Abhängigkeit des Parameterverhältnisses h/b aus der Simulation von Push-Out-Versuch und Pull-Out-Versuch. Es bleibt ein deutlicher Unterschied festzustellen. Wie bereits erläutert, kann dies sowohl auf den Querkontraktionseinfluss, als auch auf eine im Kontrast zum Push-Out-Versuch steigende Schädigung mit steigender Probenhöhe zurückgeführt werden (vgl. Abbildung 5.50). Die beste Vergleichbarkeit erhält man somit bei geringen Parameterverhältnissen bis $h/b = 1$.

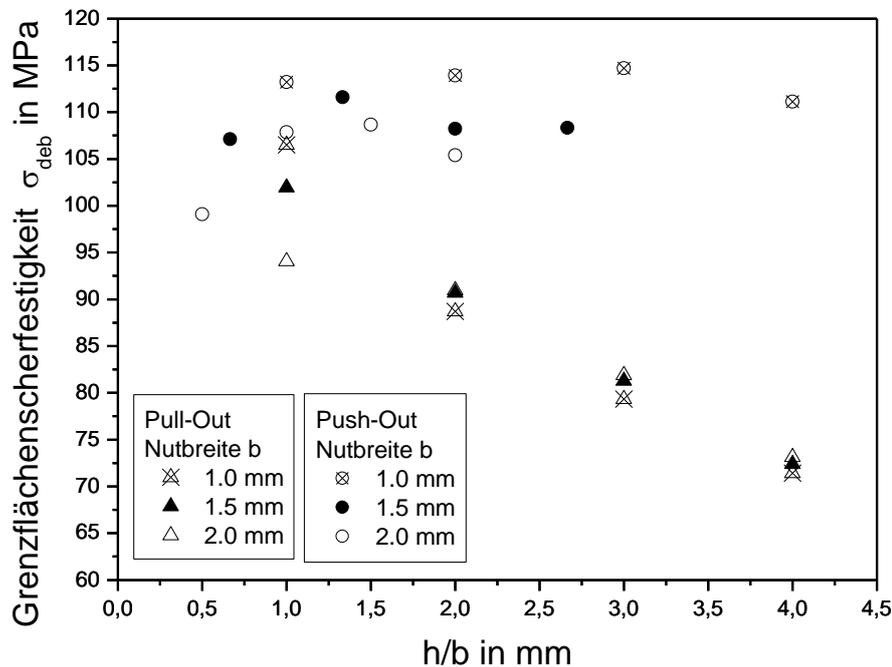


Abbildung 7.10

Abhängigkeit der Grenzflächenscherfestigkeit von h/b in der Simulation von Push-Out- und Pull-Out-Versuch

Abbildung 7.11 zeigt den Vergleich der experimentellen Daten aus Push-Out- und Pull-Out-Versuchen aufgetragen über dem Parameterverhältnis h/b . Hieraus können folgende Schlüsse gezogen werden: Im Pull-Out-Versuch kann keine Geometrieabhängigkeit verzeichnet werden. Jedoch zeigt sich eine sehr hohe Streubreite, die keine detaillierte Beurteilung hierzu erlaubt. Die im Pull-Out-Versuch gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten liegen deutlich über den aus Push-Out-Versuchen ermittelten Werten und stehen scheinbar im Kontrast zu den aus der Simulation erhaltenen Erkenntnissen.

Aus Abbildung 5.34 wird ersichtlich, dass die Nutgeometrie einen deutlichen Einfluss auf die Grenzflächenscherfestigkeit besitzt. Dies ist zurückzuführen auf die Erhöhung der Biegesteifigkeit mit vergrößerter Auflagefläche. Vergleicht man eine ähnliche Nutgeometrie (Geometrie 1, Abbildung 5.34) beim Push-Out-Versuch zum Pull-Out-Versuch (vgl. Abbildung 4.5),

so kann festgestellt werden, dass sowohl gemessene Grenzflächenscherfestigkeit als auch Streubreite vergleichbar sind zum Pull-Out-Versuch. Dies liefert die Schlussfolgerung, dass zum einen die Streuung der Grenzflächenscherfestigkeit im Pull-Out-Versuch auf die Nutgeometrie und wahrscheinlich auf Schwankungen in der Probenausrichtung über der Nut, zurückzuführen sind und zum anderen legt es den Schluss nahe, dass die Vergleichbarkeit von Push-Out und Pull-Out am besten gegeben ist bei Verwendung von Probenhöhen $h \geq 2 \text{ mm}$ und vergleichbarer Nutgeometrie. Wird eine allseitige Probenunterstützung gewährleistet (Geometrie 2, vgl. Abbildung 5.34), kann dies die Streuung der Versuchswerte deutlich mindern. Gleichfalls müssen beim Push-Out-Versuch die hier ermittelten Grenzen von $h/d > 2$ und $h/b > 0,6$ eingehalten werden. In wie weit die Nutgeometrie den Einfluss der Biegekomponente auf die Grenzflächenscherfestigkeit bestimmt, wurde nicht umfassend geklärt. Jedoch zeigt Abbildung 5.34 anhand des Vergleichs unterschiedlicher Nutbreiten, dass der Einfluss sowohl qualitativ als auch quantitativ in Bezug auf das Grenzflächenscherfestigkeitsniveau erhalten bleibt.

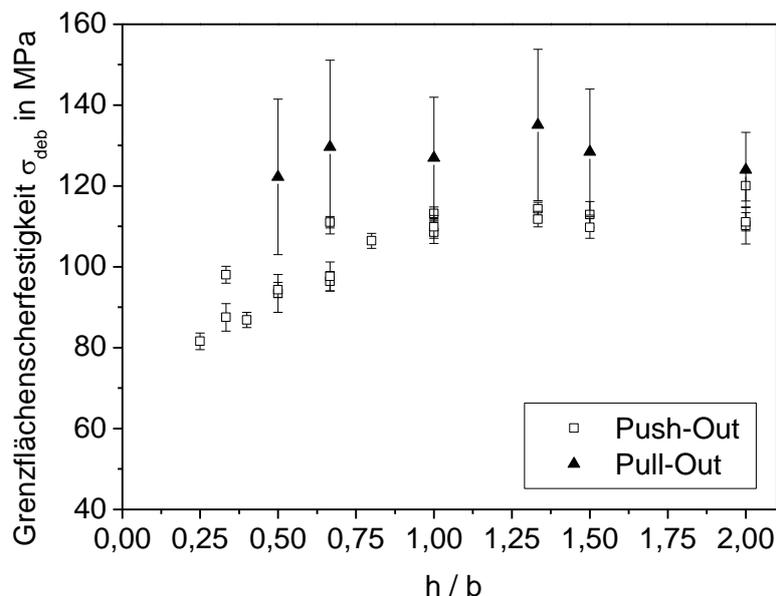


Abbildung 7.11

Vergleich der Abhängigkeit zum Verhältnis h/b im Push-Out und Pull-Out-Versuch

7.1.4 Korrosive Grenzflächendegradation

Die vorgestellten Ergebnisse belegen das Korrosionspotenzial des Verbundsystems in verdünnter Schwefelsäure und Natriumchloridlösung. Neben Lochfraßkorrosion der Matrix steht die Grenzflächenkorrosion dabei deutlich im Vordergrund. Teilweise sind bereits nach 10 h Auslagerungszeit im Längsschliff der Proben Spalte zwischen Draht und Matrix zu erkennen. In destilliertem Wasser scheint die Grenzflächenkorrosion dagegen wenig ausgeprägt. Hier werden selbst nach 1000 h nur sehr geringe Spaltlängen beobachtet. Betrachtet man die Spaltlängen in Korrelation zu den gemessenen Debondingscherfestigkeiten nach Auslagerung, so stellt man eine Diskrepanz fest, welche sich teilweise in einem Wiederanstieg der Kennwerte bei längerer Auslagerungsdauer zeigten. Anders als anhand der teils erheblichen Spaltlängen (bis zu mehrere 100 μm) zu erwarten, fallen die Ergebnisse der Push-Out-Versuche aus. Nach 1000 h beträgt der Rückgang der Grenzflächenscherfestigkeit maximal 30%, bei vielen Proben jedoch erheblich weniger. Gerade in NaCl-Lösung sind nur geringe Veränderungen zu beobachten. Dieses Ergebnis ist deswegen überraschend, da sich NaCl-Lösung in früheren Untersuchungen als sehr aggressives Korrosionsmedium erwies. Beispielsweise ermittelte [Sch09] für den Zustand T4 nach 1000 h in NaCl-Lösung eine Abnahme von σ_{Deb} um rund 36%. Im Zustand T4_{5h} kommt es unabhängig vom Korrosionsmedium zu einem starken Grenzflächenscherfestigkeitsabfall nach 10 h. Nach 100 h und 1000 h steigt diese Festigkeit dagegen wieder an, ohne jedoch das Ausgangsniveau zu erreichen. Im Zustand T8 kam es ebenfalls zu einem Wiederanstieg von σ_{Deb} nach 1000 h im Vergleich zum Wert nach 100 h.

Einen Ansatz zur Erklärung dieses Phänomens liefern die in Abbildung 7.12 gezeigten rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen [Ave13].

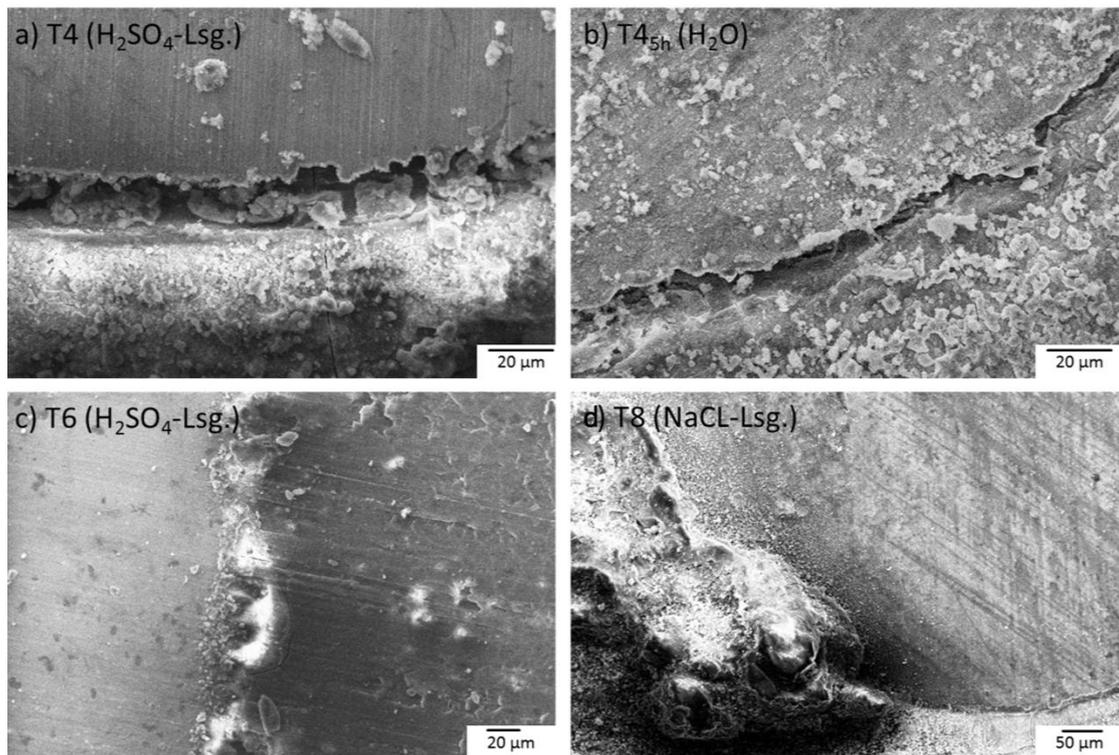


Abbildung 7.12

REM-Aufnahmen der Grenzflächenoberfläche nach 1000h Auslagerung:

- a) T4-Zustand in H_2SO_4 -Lösung
- b) $\text{T4}_{5\text{h}}$ -Zustand in H_2O
- c) T6-Zustand in H_2SO_4 -Lösung
- d) T8-Zustand in NaCl -Lösung

Die hier dargestellten Proben wurden nach Auslagerung lediglich abgespült und anschließend untersucht. Die Aufnahmen lassen vermuten, dass im Spalt Korrosionsprodukte in signifikanter Menge entstehen und dort verbleiben. Auffällig sind zudem in Abbildung 7.12 a) sichtbaren Korrosionsschäden am Draht, die so nur bei in H_2SO_4 -Lösung gelagerten Proben zu beobachten sind. Der Werkstoff 1.4310 ist laut [Thy13] und [Rev11] in H_2SO_4 -Lösung tatsächlich etwas weniger beständig als in Wasser oder NaCl -Lösung. Zusätzlich verringert starke Kaltverfestigung, wie sie beim Drahtziehen auftritt, die Korrosionsbeständigkeit [Rev11]. Eine EDX-Analyse der Partikel in Abbildung 7.12 a) im Spalt ergab, dass hier eine größere Menge Sauerstoff sowie Spuren von Schwefel vorliegen. Es liegt

der Schluss nahe, dass sich durch Oxidation der Matrix Aluminiumoxid (Al_2O_3) und evtl. auch Aluminiumsulfat ($\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$) gebildet hat.

Für die unerwartet geringen Abweichungen der Grenzflächenfestigkeit vom Ausgangswert sind also vermutlich folgende Mechanismen verantwortlich:

- Erhöhte Rauigkeitswerte zwischen Matrix und Draht: Durch Korrosionsprozesse wird die Matrix angegriffen. Dadurch entsteht eine rauere Oberfläche, auf der sich zudem Korrosionsprodukte ablagern. Erleichtert wird dies dadurch, dass Aluminiumoxid in Wasser unlöslich und in schwachen Säuren nur schwer löslich ist [Ins15], sodass Korrosionsprodukte kaum abtransportiert werden können. Im Fall der H_2SO_4 -Proben wird zusätzlich der Draht korrosiv angegriffen und dadurch ebenfalls aufgeraut. Diese Vermutung wird dadurch untermauert, dass die Reibwiderstände beim Push-Out-Versuch in vielen Fällen mit zunehmender Auslagerungsdauer ansteigen.
- Eine direkte Folge der erhöhten Rauigkeit kann ein zusätzlicher Formschlussanteil in der Grenzfläche sein, indem Ablagerungen von Korrosionsprodukten mit den aufgerauten Oberflächen von Matrix und Draht verhaken. In der Regel nehmen Korrosionsprodukte ein größeres Volumen ein als das Metall, aus dem sie gebildet wurden [Wei12b], sodass die Korrosionsprodukte den Spalt schnell ausfüllen können und zu einer zusätzlichen radialen Druckspannung in der Grenzfläche führen können. Bei starker Korrosion könnte sich eine zusammenhängende Al_2O_3 -Schicht bilden, die zwar spröde, aber auch sehr hart wäre. Bereits [Mer08b] vermutete bei Korrosionsuntersuchungen an Verbundprofilen aus EN AW-6060 (Matrix) und 1.4310 (Verstärkung) eine aus Korrosionsprodukten resultierende Erhöhung der Debondingscherfestigkeit.

Als Erwartungswert für die Grenzflächenscherfestigkeit σ_{Deb} wurde eine um die Spalllänge korrigierte Grenzflächenscherfestigkeit berechnet [Ave13]. Die Werte, welche in Tabelle 7.1 aufgeführt sind, sind als Ab-

schätzung zu betrachten, da die Erwartungswerte für σ_{Deb} jeweils auf der Spalllängenmessung eines Längsschliffs beruhen.

Tabelle 7.1 Erwartungswerte und gemessene Werte der Grenzflächenscherfestigkeit beim Push-Out-Versuch (jeweils nach 1000 h)

Zustand	$\sigma_{\text{Deb,Spalt}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{Deb,mess}}$ [MPa]	Rel. Abweichung [%]
T4			
<i>H₂O</i>	96,1	100,4	4,3
<i>H₂SO₄-Lsg.</i>	32,6	68,7	52,5
<i>NaCl-Lsg.</i>	92,9	91,39	-1,6
T4_{5h}			
<i>H₂O</i>	95,8	89,2	7,4
<i>H₂SO₄-Lsg.*</i>	9	73,8	87
<i>NaCl-Lsg.*</i>	9,5	87,8	89
T6			
<i>H₂O</i>	104,2	102,5	-1,7
<i>H₂SO₄-Lsg.</i>	76,5	90,0	14,9
<i>NaCl-Lsg.</i>	92,9	101,3	8,3
T8			
<i>H₂O</i>	131,7	134,1	1,8
<i>H₂SO₄-Lsg.</i>	109,3	121,0	9,6
<i>NaCl-Lsg.</i>	123,1	131,2	6,2

*nach 10 h

Anhand der relativen Abweichung ist zu erkennen ob die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit $\sigma_{\text{Deb, mess}}$ über (positive Werte) oder unterhalb (negative) der aufgrund der Spalllänge zu erwartenden Grenzflächenscherfestigkeit $\sigma_{\text{Deb,Spalt}}$ liegt. Wie der Tabelle zu entnehmen ist, weisen vor allem die Proben, welche in der H_2SO_4 -Lösung ausgelagert wurden, große positive relative Abweichungen auf. Dies deckt sich mit den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen aus Abbildung 7.12, welche eine Füllung des Spaltes mit Korrosionsprodukten belegen. Ebenso konnte dies für die in NaCl -Lösung ausgelagerten Proben festgestellt werden, welche auch hier eine meist positive Abweichung zeigen. In destilliertem Wasser zeigen die gemessenen Werte in allen Fällen eine nur geringe Abweichung zu den erwarteten Werten, dies belegt wiederum die geringe Korrosionsneigung entlang der Grenzfläche in Wasser. Der Zustand $\text{T4}_{5\text{h}}$ zeigt die höchsten Abweichungen von den erwarteten Werten und soll im Folgenden genauer betrachtet werden.

Es zeigt sich praktisch unabhängig vom Korrosionsmedium eine ähnliche Entwicklung der Grenzfächenscherfestigkeit, was für einen ähnlichen Korrosionsmechanismus spricht. Innerhalb der ersten 10 h im Korrosionsbad geht σ_{Deb} erheblich zurück, steigt anschließend jedoch wieder etwas an. Eine Besonderheit dieses Wärmebehandlungszustands ist die intermetallische Reaktionsschicht. Es ist bekannt, dass solche intermetallischen Phasen zu einem deutlich höheren elektrochemischen Potenzial zwischen Reaktionsschicht und Umgebung führen als jenes zwischen Matrix und Draht [Hih97]. Daher ist davon auszugehen, dass zu Beginn beschleunigte Korrosionsprozesse ablaufen, was den rapiden Abfall von σ_{Deb} erklären würde.

In dieser Zeit löst sich bevorzugt die Reaktionsschicht auf. Nach 1000 h ist die Reaktionsschicht im Längsschliff nicht mehr feststellbar. Der Vergleich mit REM-Aufnahmen legt nahe, dass ein großer Teil der Reaktionsprodukte während der Präparation entfernt wurde, da der Spalt im REM komplett ausgefüllt erscheint. Dies führt zu einer Erhöhung der Grenzflächenfestigkeit aus den bereits dargelegten Vermutungen und erklärt die hohe positive Abweichung zwischen gemessenem und erwarteten Wert (Tabelle 7.1). Zudem ist bei vielen Proben kein eindeutiges Kraftmaximum mehr bestimmbar. Eventuell ist dies ein Hinweis darauf, dass die ursprüngliche Verbindung zwischen Matrix und Draht aufgehoben ist und der Widerstand des Drahts gegen Herausdrücken nur noch von den Rauigkeiten bestimmt ist. Die Zustände T6 und T8 zeigen dabei die geringsten Schädigungen im Bereich der Grenzfläche. Dies ist möglicherweise darauf zurückzuführen, dass die vollständige Warmaushärtung die Neigung zur interkristallinen Korrosion vermindert, da hier im Allgemeinen laut [Ost07] weniger Ausscheidungen an den Korngrenzen vorzufinden sind.

Aus den Versuchsergebnissen lassen sich somit für die Anwendung von federstahldrahtverstärkten Aluminiumprofilen folgende Schlussfolgerungen ziehen: Verdünnte Schwefelsäure zeigt das größte Korrosionspotenzial. Die relativ geringe Empfindlichkeit gegen NaCl-Lösung, im Gegensatz zu anderen Untersuchungen [Mer08b], ist wahrscheinlich auf den Sonderef-

fekt der Ablagerungsbildung zurückzuführen und sollte daher nicht verallgemeinert werden. Generell ist davon auszugehen, dass das Verbundprofil schneller korrodiert als die beiden Grundwerkstoffe alleine, was auf Kontaktkorrosion zurückzuführen ist [Gre97]. Bezogen auf gängige Profillängen in praktischen Anwendungsfällen ist ein Spalt von einigen 100 μm Länge kaum festigkeitsrelevant und kann durch geeignete Schutzmaßnahmen weitestgehend verhindert werden. Unter mechanischer Beanspruchung können jedoch Risse entstehen, welche die Grenzfläche für korrosive Medien zugänglich machen und insbesondere zur Spannungsriss- und Schwingungsrisskorrosion führen können. Dann kann das Korrosionspotenzial im Anwendungsfall kritisch werden.

7.1.5 Überlagerte mechanisch-korrosive Beanspruchung

Rissausbreitungsverhalten an Laborluft

Es bleibt festzustellen, dass der Vergleich von verstärkten zu unverstärkten Proben analoge Erkenntnisse zu den in [Mer12] [Mer11b] am Verbundsystem EN AW-6082/1.4310 vorgestellten Ergebnissen liefert. Wie in [Mer12] bereits postuliert, kann die Rissausbreitungskurve der verstärkten Proben in drei Bereiche unterteilt werden: I) Rissausbreitung im Matrixmaterial, II) Überschreiten der Verstärkungselemente mit einhergehender Rissbeschleunigung und III) weitere Rissausbreitung in der Matrix bis zum Versuchsabbruch. Der Anstieg der Rissausbreitungsrate in Bereich II kann dabei auf die Interaktion der Risspitze mit dem Verstärkungselement zurückgeführt werden. Wie die fraktographischen Aufnahmen (Abbildung 5.71) belegen kommt es zunächst zu einer Verzögerung der Rissfront um das Verstärkungselement. Dies wird mit einer Ablenkung des Risses und einer damit einhergehenden Mode II-Ausbreitung entlang der Grenzfläche korreliert, welche nach [Rit99] zu einem zusätzlichen Energieverzehr führt. Dies bestätigt die Beobachtung eines mehr oder weniger ausgeprägten Plateaubereichs in einigen Proben, in dem es kurzfristig zu keiner weiteren Rissbeschleunigung kommt. Aufgrund asymmetrischen Risswachstums kann dieser Bereich allerdings teilweise überlagert sein, da es hierbei zu

Abweichungen der Rissinteraktionsorte kommen kann und die Annahme symmetrischen Risswachstums nicht mehr gültig ist. Dabei muss beachtet werden, dass der Effekt des Rissenergieverzehrs durch Mode II ebenfalls an den inneren Verstärkungselementen, welche schon beim Anschwingvorgang überschritten werden, stattfindet und somit die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in den verstärkten Proben ab Versuchsbeginn beeinflusst. Nach erneuter Rissinitiierung, ausgehend von der Grenzfläche, kommt es entsprechend zu einer Rissvereinigung hinter dem Verstärkungselement und dementsprechend zu einer beschleunigten Rissausbreitung. In [Mer12] wird zudem die Vermutung angestellt, dass im Bereich des Verstärkungselementes weniger Matrixmaterial vorliegt und der Riss somit einen geringeren Widerstand für die Ausbreitung in diesem Bereich erfährt. Die geringere Rissausbreitungsgeschwindigkeit der verstärkten Proben kann des Weiteren auf Bridging-Effekte durch die weiterhin intakten Verstärkungselemente zurückgeführt werden [Eva89] [Kai03]. Es können jedoch in den hier gezeigten Untersuchungen auch deutliche quantitative Unterschiede zu den Rissausbreitungskurven in [Mer12] und [Mer11b] festgestellt werden. So sind die Rissausbreitungskurven, sowohl im unverstärkten Matrixmaterial, als auch im Verbund, zu kleineren Rissausbreitungsraten verschoben. Dies liegt darin begründet, dass aufgrund der im Vergleich zu [Mer12] veränderten Herstellungsparameter die Mikrostruktur leicht verändert wurde. So zeigen die fraktographischen Untersuchungen eine ausgeprägte Scherlippenbildung und transkristallinen Rissfortschritt im Kontrast zu den in [Mer12] festgestellten glatten Bruchflächen. Die dunklen Verfärbungen der Bruchfläche deuten nach [Sch79], welcher an dünnen Aluminiumproben eine ähnliche Scherlippenbildung beobachtete, auf Risssschließeffekte hin. Nach [Chr09] wird durch rauhigkeitsinduziertes Risssschließen ein planares Gleitverhalten begünstigt. Dies führt zu einer kristallographischen Rissausbreitung mit einem stark zerklüfteten Rissverlauf. Dies wirkt sich rissverzögernd aus. [Sur86] zeigte hierzu, dass durch die Rissverzweigung mit Abweichung zur Belastungsnormalebene keine reine Mode I Belastung mehr vorliegt, sondern eine gemischte Belastung und somit die reale Schwingbreite ΔK_I abnimmt. Auf-

fällig und im Kontrast zu den Untersuchungen von [Mer12] ist zudem, dass die unverstärkten Proben ebenfalls eine kurzzeitige Rissbeschleunigung erfahren. Diese konnte auf einen schlauchförmigen Materialfehler zurückgeführt werden, wodurch es aufgrund des verringerten Rissausbreitungswiderstandes an dieser Fehlstelle zu einer kurzzeitigen Rissbeschleunigung kommt (vgl. Abbildung 5.71).

Rissausbreitungsverhalten in korrosiven Medien

Die vorausgegangenen Ausführungen verdeutlichen die Rolle der Grenzfläche bei der Rissspitzeninteraktion zwischen Matrix und Verstärkungselement. Die damit einhergehende Delamination durch Rissausbreitung entlang der Grenzfläche schafft somit eine vergrößerte Angriffsfläche für Korrosionsmedien entlang der Grenzfläche. Die Ergebnisse aus Kapitel 5.3.3 liefern hierzu bereits wichtige Erkenntnisse zur Schädigung in unterschiedlichen anwendungsnahen korrosiven Medien und belegen eine fortschreitende Grenzflächenschädigung bei statischer korrosiver Beanspruchung. Betrachtet man nun das Rissausbreitungsverhalten unter korrosivem Einfluss, so muss neben den Effekten der Spannungsrisskorrosion im Matrixmaterial, ebenso ein Augenmerk auf die Auswirkungen der korrosiven Schädigung an der Grenzfläche gelegt werden.

Vergleicht man die Rissausbreitungskurven der in korrosiven Medien getesteten Proben mit den an Laborluft ermittelten, so wird deutlich, dass die Rissausbreitung hier sowohl im unverstärkten als auch verstärkten Material früher einsetzt. Das Matrixmaterial zeigt dabei eine deutliche Verschiebung der Rissausbreitungskurven zu höheren Rissausbreitungsgeschwindigkeiten. Es zeigt sich die größte Rissausbreitungsgeschwindigkeit bei Prüfung in Natriumchloridlösung, gefolgt von der Schwefelsäurelösung und destilliertem Wasser. Dies steht im Einklang mit Untersuchungen von [Kah96], welcher das Rissausbreitungsverhalten von EN AW-5454 an gekerbten und ungekerbten Proben in Laborluft und 3-%iger NaCl-Lösung untersuchte. Die gekerbten Proben zeigten dabei, erwartungsgemäß, einen größeren Einfluss der Spannungsrisskorrosion, wobei die NaCl-Lösung zu einer Verschiebung der Rissausbreitungskurven zu höheren Rissausbrei-

tungsgeschwindigkeiten führte. Ähnliche Ergebnisse lieferte [Gin96] an einer EN AW-7150-Legierung. Da die ermittelten Rissausbreitungskurven lediglich eine parallele Verschiebung aufweisen, lässt sich nach [Pet06] eine Adsorption der flüssigen Medien an der durch die Rissausbreitung entstandenen Metalloberflächen, als zu Grunde liegender Mechanismus der beobachteten Schwingungsrisskorrosion, annehmen. Eine Wasserstoffversprödung lässt sich aufgrund der hohen Versuchsfrequenz von ca. 100 Hz ausschließen. Nach [Noc00] wurde an einer EN AW-6013-T6 Legierung in einer 3,5-%igen NaCl-Lösung abgeschätzt, dass bei Lastfrequenzen über 50 Hz die für eine Versprödung notwendige kritische Wasserstoffkonzentration an der Rissspitze nicht erreicht wird. Die verstärkten Proben zeigen das schnellste Risswachstum in destilliertem Wasser, gefolgt von der Schwefelsäurelösung und der NaCl-Lösung. Der Einfluss der unterschiedlichen Korrosionsmedien scheint demnach im Vergleich zum Matrixmaterial umgekehrt. Es ist zudem festzustellen, dass im verstärkten Fall die Verschiebung der Rissausbreitungskurven deutlich geringer ausfällt als im reinen Matrixmaterial und die Kurven enger beieinander liegen. Die Untersuchungen in Kapitel 5.3.3 zeigen im Vergleich die größten Schädigungen der Grenzfläche in H_2SO_4 - und NaCl-Lösung, während in destilliertem Wasser eine Schädigung im T4-Zustand der Matrix nicht feststellbar war. Vergleicht man diese Ergebnisse mit der Grenzflächenschädigung bei mechanisch-korrosiver Beanspruchung (Abbildung 5.72), so ist auch hier die größte Grenzflächenschädigung bei Beaufschlagung mit H_2SO_4 - und NaCl-Lösung zu verzeichnen. Erwartungsgemäß zeigt sich an den inneren Verstärkungselementen eine größere Schädigung durch die überlagerte Beanspruchung, da hier die längste Beanspruchungsdauer vorliegt. Es muss angemerkt werden, dass die Grenzflächendegradation bei überlagerter zyklischer Beanspruchung hier deutlich schneller voranschreitet als die Versuche bei statischer Auslagerung annehmen lässt. Es wird angenommen, dass der nach [Rit99] postulierte Rissenergieverzehr durch die korrosive Überlagerung erhöht wird, welcher der festgestellten Erhöhung der Grenzflächenschädigung entspricht. Zusätzlich kommt es zu weiterer Rissinitiierung an der geschädigten Grenzfläche und folglich zu einer weiteren

Reduktion der für den Hauptriss zur Verfügung stehenden Energie. Daraus kann geschlossen werden, dass die ausgeprägte Delamination und Korrosion an der Grenzfläche in einer Reduktion der Rissausbreitungsgeschwindigkeit resultiert. Dabei ist ersichtlich, dass je höher die Grenzflächendegradation ausfällt, desto stärker ist diese Reduktion ausgeprägt. Es bleibt also festzuhalten, dass die Verstärkung des Matrixmaterials durch korrosive Effekte an der Grenzfläche global gesehen zu einer Verminderung des am Matrixmaterial festgestellten Einflusses der Schwingungsrisskorrosion führt (solange keine vollständige Delamination des Verstärkungselementes auftritt) und damit neben der niedrigeren Rissausbreitung die Sensitivität des Werkstoffes bezüglich der Schwingungsrisskorrosion ausgleicht.

7.1.6 Zugversuch und mechanische Eigenschaften

Vergleich der Zugverfestigungskurven in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen

Bei Betrachtung der mechanischen Eigenschaften des Verbundmaterials anhand des Zugversuchs sind mehrere Faktoren, welche Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften ausüben zu betrachten. Nach dem Modell von [Kel65a] sind lediglich die mechanischen Eigenschaften der Verbundkomponenten ausschlaggebend für das Verbundzugverhalten. Arbeiten von [Ham08] [Mer11c] [Wei06c] [Ham09a] [Mer12] bestätigen dabei eine gute Übereinstimmung zwischen dem Modell und experimentellen Ergebnissen an verbundstranggepressten Aluminium/Stahldraht-Verbunden. Jedoch wurde von [Mer12], als auch von [Ham12] eine deutliche Duktilitätszunahme im Verbund beobachtet. Dies wurde auf eine mehrfache Einschnürung des Verstärkungselementes während des Zugversuches zurückgeführt. Der vorgeschlagene Mechanismus der Duktilitätszunahme durch Mehrfacheinschnürung kann jedoch nur stattfinden, wenn eine ausreichend hohe Grenzflächenscherfestigkeit vorliegt. [Ham12] stellte so z.B. an Verbunden mit schwacher Grenzfläche (EN AW-2099-T8 + Eisenbasisdraht), ein verändertes Versagensverhalten durch Pull-Out fest. Ist die Lastübertragung also nicht hinreichend gewährleistet

tritt keine Mehrfacheinschnürung auf. Dies wird von dem ursprünglich von [Kel65a] postulierten Modell nicht abgebildet. Eine entsprechende Anpassung des Modells lieferte [Mer12], welcher aufbauend auf Untersuchungen von [Mil69], die Gleichmaßdehnung des Verbundes in Abhängigkeit des Verstärkungsgehaltes betrachtete. Die nach Gl. 2.15 ermittelte Dehnung ermöglicht somit eine gute Abschätzung der Verbundtotaldehnung bis zum Verstärkungselementversagen. Die Anwendung des so modifizierten Kelly-Modells zeigt in den in der vorliegenden Arbeit getätigten Untersuchungen eine gute Übereinstimmung bezüglich Steifigkeiten in Bereich I und II, sowie der Verbundfestigkeiten, wobei unter Einbezug der Matrixverfestigung die Verbundzugfestigkeiten leicht überschätzt werden, bei Vernachlässigung der Matrixverfestigung leicht unterschätzt.

Simulativ ließ sich in dieser Arbeit feststellen, dass die Grenzflächenscherfestigkeit einen nur geringen Einfluss auf das Zugverfestigungsverhalten besitzt, die Radialnormalfestigkeit aber einen größeren Einfluss auf das Einschnürverhalten des Verbundes besitzt. So wird die Gleichmaßdehnung des Verbundes mit höherer Radialnormalfestigkeit der Grenzfläche erhöht und der weitere Spannungsverlauf im Bereich der Einschnürdehnung verläuft flacher. Die Totaldehnung des Verbundes bis zum Verstärkungselementbruch wird also erhöht. Die für den T4-Zustandes experimentell bestimmte Radialnormalfestigkeit von 11 MPa zeigt dabei eine hohe Übereinstimmung mit der simulativ bestimmten Zugverfestigungskurve. Die simulativ bestimmten Daten zum Schädigungsverhalten zeigen dabei, dass die Ablösung des Drahtes von der Matrix durch zunehmende Einschnürung den Beginn des Einschnürdehnungsbereichs des Verbundes bestimmt. Je höher also die Grenzflächenfestigkeit, desto länger wird die Ablösung hinausgezögert und desto größer fällt die Duktilitätszunahme aus. Der Verformungsmechanismus kann also folgendermaßen auf das Spannungs-Dehnungs-Diagramm, in Einklang mit den Erkenntnissen aus der FE-Simulation in und in Übereinstimmung mit Untersuchungen von [Wei06a] [Ham12] mittels optischer Dehnungsmessung, sowie mit metallographischen Untersuchungen von [Mer12] an unterbrochenen Zug-

versuchen, zumindest für den Wärmebehandlungszustand T4 erklärt werden:

1. Nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung des Verstärkungselementes kommt es zur Instabilität, also zur Einschnürung des Verstärkungselementes. Aufgrund der guten Grenzflächenanbindung wird das Einschnüren durch die umgebende Matrix hinausgezögert und das Verstärkungselement stabilisiert. Es kommt zur gemeinsamen Einschnürung von VE und Matrix. Die hohe Übereinstimmung mit [Mil69] spricht dafür, dass Verstärkungselement und Matrix dabei gemeinsam Einschnüren ohne Ablösung des Verstärkungselementes und wird von metallographischen Untersuchungen von [Mer12] bestätigt.
2. Die Verformung findet nun in einem stark lokalisierten Bereich statt (vgl. [Wei06a] [Ham12]), die daraus resultierende Verfestigung in diesem Bereich führt dazu, dass dieser Bereich das Instabilitätskriterium nicht mehr erfüllt und der Verbund an der nächst schwächeren Stelle einzuschnüren beginnt. Dieser Mechanismus erfolgt solange, bis der Messbereich sein volles Verfestigungsvermögen ausgeschöpft hat und wurde bereits an mehreren Verbundsystemen mit duktilen Verstärkungselementen beobachtet [SCH70] [Ven70] [Och80].
3. Es kommt zur Ablösung des Verstärkungselementes von der Matrix (vgl. [Mer12]), welche den Übergangsbereich zur Einschnürdehnung des Verbundes darstellt. Die weitere Verformung wird gekennzeichnet durch Ablösung des Verstärkungselementes, deren Beginn den Übergangsbereich zur Einschnürdehnung des Verbundes darstellt.

Der festgestellte Plateaubereich ist also zurückzuführen auf eine Stützwirkung der Matrix, welche maßgeblich durch die Grenzflächenfestigkeit bestimmt wird. Der Vergleich der unterschiedlichen Wärmebehandlungszustände zeigt jedoch, dass der Schädigungsmechanismus je nach Wärmebehandlungszustand Unterschiede aufweist. So zeigt der T4_{5h}-Zustand trotz der experimentell festgestellten hohen Grenzflächenscher- und Ra-

dialnormalfestigkeiten ein deutlich früheres Versagen des Verstärkungselementes. Zurückführen lässt sich dies wahrscheinlich auf die Eigenschaften der hier vorliegenden Reaktionsschicht. Aufgrund der Sprödigkeit dieser Phase kommt es zu einem frühen Versagen der Grenzschicht und einer damit einhergehenden Schwächung der Grenzfläche, was eine frühzeitige Ablösung begünstigt. Die Wärmebehandlungszustände T6 und T8 zeigen etwa bei $\epsilon_t = 2\%$, direkt nach Erreichen der Maximalkraft einen kontinuierlichen Kraftabfall. Aus den metallographischen Untersuchungen geht hervor, dass es hier zu keiner Mehrfacheinschnürung des Verstärkungselementes kommt. Das geringere Verfestigungsvermögen in der Matrix in diesen Wärmebehandlungszuständen (gekennzeichnet durch ein hohes Streckgrenzen Verhältnis) verhindert hier den Überbrückungsmechanismus (2) und führt demnach zu einer einzelnen Einschnürstelle des Drahtes und der Matrix. Durch die gute Grenzflächenanbindung wird die Einschnürung und Ablösung jedoch hinausgezögert und es kommt zu dem beobachteten länglichen Einschnürbereich des Verbundes. Aufgrund der geringeren Radialnormalfestigkeit im Zustand T8, kommt es zu einer frühzeitigeren Ablösung des Drahtes von der Matrix und zu einem steileren Spannungsabfall. Daraus resultiert eine geringere Totaldehnung bis Verstärkungselementversagen, welche den aus der FE-Simulation ermittelten Einfluss der Grenzflächennormalfestigkeit bestätigt.

Modellierung und Simulation

Es konnte, wie bereits in [Mer12] gezeigt wurde, eine sehr hohe Übereinstimmung der Steifigkeiten in den Bereichen I und II nach [Kel65b] mit den experimentellen Werten festgestellt werden. Dabei muss festgehalten werden, dass unter Einbezug der Matrixverfestigung die Zugfestigkeit des Verbundes im Wärmebehandlungszustand T4 um ca. 10 % überschätzt wird. In den Wärmebehandlungszuständen T6 und T8 jedoch eine sehr hohe Übereinstimmung liefern. Die Bestimmung der Restfestigkeit und Dehnungen nach Verstärkungselementbruch mit Modifikationen für Bereich V nach [Wei06a] und [Mer12] entfielen, da die untersuchten Proben ein Verbundversagen direkt nach Verstärkungselementbruch zeigten. Die von [Mil69] vorgeschlagene Abschätzung der Verbundgleichmaßdehnung

bei duktilen Verstärkungselementen nach Gleichung 2.15, konnte erfolgreich angewandt werden. Die von [Mer12] angenommene Übereinstimmung dieser Dehnung mit der Dehnung bei Verstärkungselementversagen konnte nicht bestätigt werden. Wie von [Mer12] und [Mer14b] festgestellt, verringert sich der Anteil der Einschnürdehnung an der Gesamtdehnung mit kleinerem Verstärkungsgehalt, jedoch kann diese Abschätzung an dem vorliegenden Verbundsystem und dem untersuchten Verstärkungselementgehalt nicht bestätigt werden. Die nach Gleichung 2.15 ermittelte Verbundgleichmaßdehnung liefert sehr gute Übereinstimmung im Zustand T4. Der Zustand $T4_{5h}$ wird leicht überschätzt und lässt sich auf das Versagensverhalten zurückführen, welches durch ein sprödes Versagen der Reaktionsschicht gekennzeichnet ist und damit eine frühzeitige Ablösung des Verstärkungselementes begünstigt. Die Gleichmaßdehnungen der Verbunde im Zustand T6 und T8 zeigen ebenfalls eine Überschätzung der Dehnung im Modell und liegt in dem gegenüber T4-Zustand veränderten Verformungsverhalten begründet, welches von dem in [Mil69] angenommen Mechanismus abweicht. Die Abschätzung der Verbundversagensdehnung ist somit mit dem verwendeten Modell nicht möglich. Wie die FE-Simulation zeigt und von [Mer12] an Längsschliffen von unterbrochenen Zugversuchen nachgewiesen wurde, ist der Beginn des Einschnürbereichs durch die Ablösung des Verstärkungselements von der Matrix gekennzeichnet und dementsprechend hauptsächlich abhängig von der Grenzflächennormalfestigkeit, welche experimentell bestimmt werden konnte. Jedoch sind die Verhältnisse bei einsetzender Instabilität des Verbundes sehr komplex und von weiteren Faktoren wie Grenzschichtausbildung und Matrixfestigkeit abhängig und können nicht mehr in einfacher Weise analytisch abgebildet werden.

Die FE-Simulation des Wärmebehandlungszustandes T4 zeigt eine ebenfalls sehr hohe Übereinstimmung von Experiment und Modell bis zur Streckgrenze des Verbundes. Die Verbundfestigkeit wird hierbei ebenfalls überschätzt. Dadurch lässt sich vermuten, dass die Verfestigung des Matrixmaterials im Verbund in negativer Weise von der Verfestigung des reinen Matrixmaterials abweicht. Der Einfluss der Grenzflächenfestigkeit,

lässt sich am deutlichsten bei Betrachtung der Radialnormalfestigkeiten der Grenzfläche erkennen, wobei das Modell bei Verwendung der experimentell bestimmten Radialnormalfestigkeit gute Übereinstimmung mit dem realen Zugverfestigungsverhalten nach Erreichen der Zugfestigkeit liefert. Bei Betrachtung des Halbschnittmodells der Zugprobe ist zu erkennen, dass die multiple Einschnürung, durch jeweils 2 symmetrisch gegenüberliegende Einschnürstellen von der Simulation abgebildet werden. Im Experiment werden jedoch teilweise deutlich mehrere Einschnürstellen beobachtet, welche wahrscheinlich an Stellen lokaler Spannungskonzentrationen, z.B. Grenzflächenschädigung oder äußerer Mikrokerben in der Probe entstehen können. Eine bevorzugte Lokalisation der Einschnürung am Übergang von Probenkopf zu Messstrecke kann jedoch auch experimentell bestätigt werden. Bei bekannten Grenzflächeneigenschaften eignet sich das verwendete Grenzflächenmodell demnach gut zur Beschreibung des Verbundes inklusive Einschnürverhalten.

7.2 Diskussion zum Metall-MMC-Hybrid-Verbund

7.2.1 Prozess- und Wärmebehandlungseinfluss auf die Mikrostruktur

Es konnte gezeigt werden, dass der Verbundstrangpressprozess ein geeignetes Verfahren darstellt, um prozesssicher Verbundprofile mit hybrider keramischer Endlosfaserverstärkung herzustellen. Die Einbettung der Verstärkungselemente in Form von Verbunddrähten erfolgte spaltfrei und ohne Schädigung der keramischen Einzelfasern. Wie anhand Abbildung 6.1 und Abbildung 6.3 gezeigt werden konnte, ergeben sich dabei sogar deutliche Vorteile bezüglich der Mikrostruktur. Zum einen wird durch die prozesskraftbedingte Verformung des Verbunddrahtes die zu Beginn bestehende Porosität des Verbunddrahtes geschlossen. Die anfängliche Porosität des Verbunddrahtes ist vermutlich auf einen unzureichenden Infiltrationsdruck, welcher nach [Kie08] zu einer solchen Porosität führen kann und fehlende Ultraschallunterstützung, wie [Mat07] belegt, zurückzuführen. Die festgestellte elliptische Verformung resultiert dabei aus dem

rechteckförmigen Profilquerschnitt und könnte bei der Verwendung eines quadratischen oder runden Profilquerschnitts vermieden werden, um einen isotropen Druckzustand in der Schweißkammer zu erzeugen [Wei05a]. Gleichfalls könnte in der Werkzeuggestaltung und einer geschickten Beeinflussung des Druckzustandes in der Schweißkammer hierdurch auch die Chance auf eine gezielte Steuerung der Verformung und damit einer Anpassung der Verstärkungsphase an Geometrie- oder Belastungsrandbedingungen liegen. So können Schweißkammer und Brückengeometrie gut über simulative Methoden abgebildet werden und entsprechend den gewünschten Anforderungen angepasst werden [Klo12] [Gag14]. Zum anderen zeigt sich, dass neben der Reduktion der Porosität, das Gefüge des Verbunddrahtes positiv beeinflusst wird. So resultiert aus der Kombination von hohem Verformungsgrad und Temperatureinfluss während des Strangpressens, eine Kornfeinung durch Rekristallisationsprozesse, welche bei Temperaturen oberhalb 300°C sehr wahrscheinlich ist [Hum96] [Ost07]. Durch die zusätzliche Wärmebehandlung nach T6 verändert sich die Verbunddrahtmatrix jedoch nicht weiter, trotz zusätzlichem Lösungsglühen oberhalb 500°C. Hier kann davon ausgegangen werden, dass die Glühdauer hier nicht ausreicht, um das bereits rekristallisierte Gefüge durch Sekundärrekristallisationsvorgänge zu ändern. Die Warmauslagerungstemperatur von 185 °C liegt unterhalb der Rekristallisationstemperatur, so dass hier keine Gefügeveränderung zu erwarten war [Ost07]. Betrachtet man die EN AW-6082-Profilmatrix, so ist im Herstellungszustand ein sehr feinkörniges Strangpressgefüge zu erkennen. Durch die Wärmebehandlung nach T6 kommt es hier zu einer deutlichen Grobkornbildung durch Sekundärkristallisation. Anhand der ermittelten Härte- werte wird jedoch deutlich, dass die Ausscheidungsverfestigung hier eine übergeordnete Rolle spielt.

7.2.2 Bestimmung der Grenzflächenfestigkeit

Ableitung der Grenzflächenfestigkeit aus den Zugversuchen

Wie dargelegt zeigt das untersuchte Material im Wärmebehandlungszustand T4 ein Schädigungsverhalten, welches eine Ableitung der Grenzflächenscherfestigkeit in Anlehnung an den Single Fibre Fragmentation Test (SFFT)[Fei04] ermöglicht. Wie bereits dargestellt, ist eine multiple Fragmentierung des Verbunddrahtes während der Zugbeanspruchung zu erkennen. Aus den computertomographischen Aufnahmen ist ersichtlich, dass es hier zu einer Fragmentierung innerhalb des Verbundes auf Verbunddrahtebene kommt und die Schädigung sich an der äußeren Grenzfläche, gekennzeichnet durch fortschreitende Ablösung des Verbunddrahtes von der EN AW-6082-Matrix, fortsetzt. Hieraus ergibt sich der Schluss, dass der Verbunddraht in diesem Falle als quasi-homogenes sprödes Verstärkungselement betrachtet werden kann und die Grenzfläche zwischen Verstärkungselement und Matrix durch Auswertung der Fragmentierung charakterisiert werden kann. Eine genauere Betrachtung und Erörterung des Schädigungsverhaltens wird in Kapitel 7.2.3 geliefert. Wird die kritische Verstärkungselementlänge erreicht, kann keine weitere Kraftübertragung über die Zugfestigkeit des Verstärkungselementes hinaus erfolgen. Daraus folgt, dass die durchschnittliche Grenzflächenscherfestigkeit aus der mittleren Fragmentlänge abgeleitet werden kann. Es gilt nach Gleichung 7.1 [Kel70] [Tri98]:

$$\tau_{GF} = \frac{\sigma_f^{VE} \cdot d}{2 l_{krit}} \quad \text{Gleichung 7.1}$$

$$l_{krit} = \frac{4}{3} \bar{l} \quad \text{Gleichung 7.2}$$

mit σ_f^{VE} = Zugfestigkeit des Verstärkungselementes, d = Verstärkungselementdurchmesser, l_{krit} = kritische Verstärkungselementlänge und \bar{l} = durchschnittliche Fragmentlänge

Hieraus ergibt sich nach Auswertung der Fragmentlängen mittels optischer Dehnungsanalyse (vgl. Kapitel 6.2.2) eine kritische Verstärkungselementlänge von $6,13 \pm 1,6$ mm und damit eine durchschnittliche Grenzflä-

chenscherfestigkeit τ_{GF} von 93 ± 25 MPa. Aus der CT-Analyse ergibt sich eine kritische Verstärkungselementlänge von 6,4 mm, was einer Grenzflächenscherfestigkeit τ_{GF} von 85 ± 8 MPa entspricht. Somit zeigt sich eine gute Übereinstimmung beider Messmethoden.

Ableitung aus Mikrohärtmessungen

Als erster Abgleich zur Schlüssigkeit der somit ermittelten Grenzflächenscherfestigkeit kann die Scherfestigkeit der Verbunddrahtmatrix herangezogen werden. Aus den fraktographischen Untersuchungen (Kapitel 6.2.4) ist ersichtlich, dass das Versagen zu einem großen Teil in der Verbunddrahtmatrix an sich stattfindet. Nun kann mit der Annahme, dass die Grenzfläche zwischen beiden Aluminiummatrixwerkstoffen optimal ausgebildet ist, die maximal erreichbare Grenzflächenscherfestigkeit nur im Bereich der Scherfestigkeit des Verbunddrahtes liegen. Da die direkte Messung der Scherfestigkeit der AlMg0.6-Matrix nicht möglich ist, wurde eine Abschätzung über die gemessene Mikrohärt in der Verbunddrahtmatrix durchgeführt. In Anlehnung an [Dav93] und [Nor14] konnten mittels Gleichung 7.3, die ermittelten Härtewerte in eine abgeschätzte Scherfestigkeit umgerechnet werden.

$$\tau_{USS} \approx \alpha_{HB} \cdot \gamma_{USS} \cdot HV \quad \text{Gleichung 7.3}$$

mit den Umrechnungsfaktoren $\alpha_{HB} = 0,95$ [Nor14] und $\gamma_{USS} = 3,9$ [Dav93]. Dies führt zu einer abgeschätzten Scherfestigkeit der AlMg0.6 Matrix von $88,8 \pm 10,3$ MPa. Dies liegt zum einen im Bereich, welcher von [Dav93] für AlMg0.8 angegeben wird und zeigt zum anderen eine gute Übereinstimmung mit den ermittelten Grenzflächenscherfestigkeitswerten.

Direkte Bestimmung mittels Push-Out-Versuchen

Äußere Grenzfläche

Zur direkten Bestimmung der Grenzflächenfestigkeit zwischen Profilmatrix und Verbunddraht musste ein angepasster elliptischen Indenter mit flacher Stirnseite benutzt werden, da die Prüfung mittels Kalottenspitze zu einer unzulässigen Schädigung innerhalb des Verbunddrahtes führte und

keinen Push-Out des elliptischen Verstärkungselements ermöglichte. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen belegen den erfolgreichen Push-Out mittels des elliptischen Indenters. Gleichzeitig ist festzustellen, dass die Schädigung hier größtenteils entlang der keramischen Fasern erfolgte, wobei das gesamte Verstärkungselement herausgedrückt wurde. Auf der Verstärkungselementoberfläche ist deutlich zu erkennen, dass die Einzelfasern noch von Aluminium bedeckt sind. Ob es sich dabei um Rückstände der Verbunddrahtmatrix oder der Profilmatrix handelt, konnte nicht geklärt werden. Anhand der fraktographischen Aufnahmen der Zugproben ist jedoch davon auszugehen, dass die Ablösung im Bereich der Verbunddrahtmatrix stattfindet, zumal die Scherfestigkeit des Verbunddrahtes ($\tau \approx 90 \text{ MPa}$ [Dav93]) deutlich unterhalb der Scherfestigkeit der Profilmatrix ($\tau \approx 210 \text{ MPa}$ [Dav93]) liegt. Die ermittelten Kraft-Eindring-Verläufe liefern einen deutlichen Kraftabfall nach Erreichen eines Kraftmaximums, so dass hier die Grenzflächenfestigkeit der äußeren Grenzfläche mittels Gleichung 2.3 bestimmt werden konnte.

Abbildung 7.13 zeigt den Vergleich der aus den Push-Out-Versuchen ermittelten Grenzflächenscherfestigkeiten mit den Ergebnissen aus den SFFT-Messungen, sowie den abgeschätzten Werten aus den Mikrohärtmessungen, als auch den Minimal- und Maximalscherfestigkeiten aus der Literatur einer vergleichbaren AlMg0.8-Legierung [Dav93], da Scherfestigkeitskennwerte der verwendeten AlMg0.6-Legierung nicht vorlagen. Der Minimalkennwert stellt dabei den weichgeglühten Zustand der Legierung dar (untere gestrichelte Linie), während der Maximalkennwert den maximal kaltverfestigten Zustand darstellt. Da der Wärmebehandlungszustand des Verbunddrahtes unbekannt ist, sollen diese Grenzen nur zur Abschätzung der erwarteten Scherfestigkeit dienen.

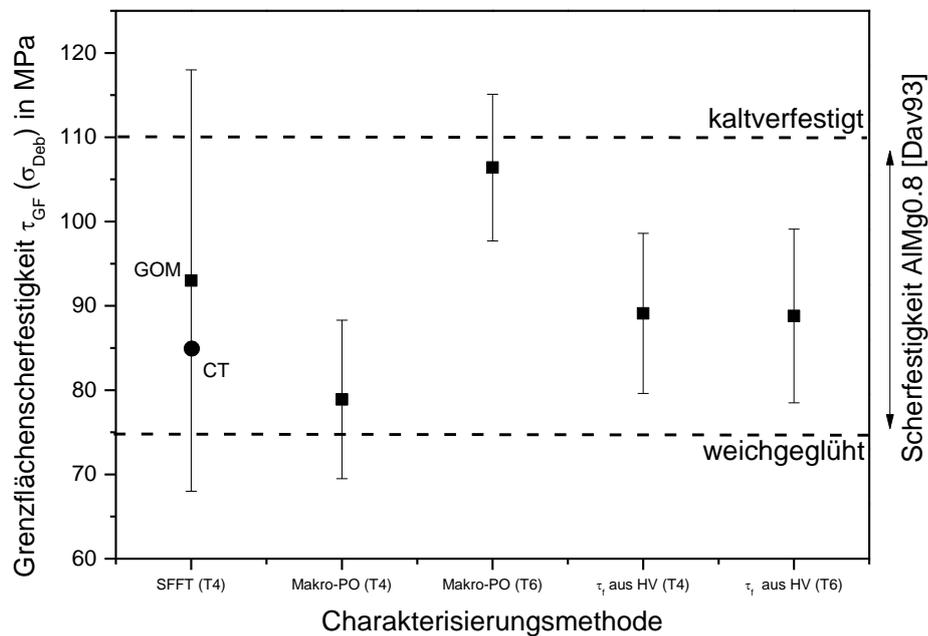


Abbildung 7.13

Abgleich der angewandten Charakterisierungsmethoden zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit zwischen Verbunddrahtmatrix und Profilmatrix (Bestimmung mittels SFFT (GOM/CT), Bestimmung mittels Push-Out-Versuch (Makro-PO), Bestimmung aus den Härtekenntwerten der AlMg0.6 Matrix im Zustand T4 und T6 (τ aus HV)) und Vergleich mit Scherfestigkeitsbereich für AlMg0.8 aus Literaturangaben [Dav93]

Die mittels Push-Out-Versuch ermittelten Kennwerte liegen für den Zustand T4 ($\sigma_{Deb} = 79$ MPa) in einem plausiblen Bereich und sind mit denen aus der SFFT-Auswertung der Zugversuche vergleichbar. Die leicht höheren Werte aus dem SFFT lassen sich durch den Beanspruchungsmodus leicht erklären. Während der Zugbeanspruchung kommt es zu einer Querkontraktion und einem damit verbundenem Druckspannungszustand an der Grenzfläche, welcher die Grenzflächenscherfestigkeit mechanisch verstärkt. Dies spielt bei der fast reinen Scherbeanspruchung während des Push-Out-Versuchs keine Rolle. Für den Zustand T6 wird eine deutlich höhere Grenzflächenscherfestigkeit gemessen ($\sigma_{Deb} = 106$ MPa), überschreitet betragsmäßig die aus Härtemessung abgeschätzte Scherfestigkeit der Verbunddrahtmatrix und liegt im oberen Bereich der Literaturangaben für eine vergleichbare AlMg0.8-Legierung, welcher einem kaltver-

festigtem Zustand dieser Matrixlegierung entspricht [Dav93]. Es ist zu beachten, dass aufgrund der nachträglichen Wärmebehandlung es durch Aufheizen und Abschrecken zu einem zusätzlichen Eigenspannungsaufbau in radialer sowie in longitudinaler Richtung im Verstärkungselement, durch die stark unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Al_2O_3 und Aluminium, gekommen sein kann und somit lokal die Versetzungsdichte im Verbunddraht gesteigert wurde. In der Literatur wird, neben der Bildung von Spinellen [McL92], ebenfalls von einer Mg-Anreicherung an der Grenzfläche in Verbunden aus AlMg-Legierungen mit Al_2O_3 -Verstärkung und einer damit einhergehenden Mischkristallverfestigung in Grenzflächennähe berichtet [Dok00]. In Abbildung 6.2 kann erkannt werden, dass viele Al_2O_3 -Fasern nach dem Strangpressen direkten Kontakt zur EN AW-6082 Profilmatrix aufweisen, eine Anreicherung von Mg und einer damit einhergehenden Mischkristallverfestigung in diesen Grenzflächenbereichen steht somit im Einklang mit der Literatur. Dies könnte somit ebenfalls die Erhöhung der Grenzflächenscherfestigkeit im Zustand T6 erklären.

Innere Grenzfläche

Zur Bewertung der hier untersuchten inneren Grenzfläche zwischen Al_2O_3 -Faser und AlMg0.6-Matrix lohnt sich der Vergleich mit [Dok00]. Abbildung 7.14 zeigt den Vergleich übersichtlich dargestellt, wobei zusätzlich die aus der Literatur bekannten Grenzen der Scherfestigkeit einer vergleichbaren AlMg0.8-Matrix eingezeichnet wurden. Bei dem in [Dok00] untersuchten Verbundsystem handelt es sich um Verbunddrähte, welche mittels desselben Prozesses hergestellt wurden, unterscheidet sich von dem hier untersuchten Verbundsystem jedoch durch Herstellungsparameter und verwendeter Matrixlegierung (AlMg.07), die aber lediglich marginale Unterschiede im Mg-Gehalt aufweist. Dabei ist zunächst ersichtlich, dass die in [Dok00] untersuchten Verbunddrähte deutlich höhere Grenzflächenscherfestigkeiten aufweisen gegenüber den in dieser Arbeit untersuchten Verbunddrähte. Die dort festgestellten Grenzflächenscherfestigkeiten bewegen sich oberhalb der Scherfestigkeit der Matrixlegierung. Eine nachträgliche Wärmebehandlung bei 450 °C für 2 h führte jedoch zu einem

signifikanten Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit auf ein Niveau im unteren Bereich der Scherfestigkeit von AlMg0.8. Dieser in [Dok00] ermittelte Zusammenhang konnte für das hier vorliegende Verbundsystem nicht bestätigt werden. In [Dok00] wurde der Abfall auf eine Anreicherung von Mg an der Al₂O₃/AlMg0.7-Grenzfläche und eine damit verbundene Entfestigung der Matrix in Grenzflächennähe zurückgeführt. Der Schädigungsmechanismus in [Dok00] wird demzufolge durch ein Versagen der Matrix dominiert. Die Grenzflächenscherfestigkeit in dem hier untersuchten Verbund bewegt sich jedoch deutlich unterhalb der Scherfestigkeit des Matrixmaterials. Hieraus und aus den rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der herausgedrückten Keramikfasern (vgl. Abbildung 6.8) ergibt sich der Schluss, dass das Versagen in dem betrachteten System nicht durch ein Versagen in der Matrix gekennzeichnet sein kann und die Ablösung direkt an der Grenzfläche erfolgt. Eine etwaige Diffusion von Mg an die Grenzfläche kann in diesem Fall höchstens zu einer Erhöhung der Grenzflächenfestigkeit führen, wenn z.B. die chemische Bindung durch Spinellbildung erhöht wird. Da die Grenzflächenfestigkeit jedoch keine Änderung durch die Wärmebehandlung erfährt, kann dies bedeuten, dass die vorliegende Konzentration an Mg in der Matrix zu gering und/oder die Glühzeit nicht ausreichend war. Daraus kann aber auch im Umkehrschluss gefolgert werden, dass die nachträgliche Wärmebehandlung hybrider Profile in dem hier vorliegenden Fall keine negativen Auswirkungen auf die Grenzflächenscherfestigkeit und auf die mechanischen Eigenschaften erwarten lassen. Abschließend kann aus dem Vergleich der Grenzflächenscherfestigkeiten vor dem Verbundstrangpressen und nach dem Verbundstrangpressen gefolgert werden, dass der Prozess an sich einen deutlich positiven Effekt auf die Grenzflächeneigenschaften hat. Die vorgefundenen positiven Einflüsse auf die Mikrostruktur und damit Festigkeit der Verbunddrahtmatrix, wie Kornfeinung oder Versetzungsverfestigung, spielen aus den oben genannten Gründen hier keine Rolle. Die Steigerung der Grenzflächenscherfestigkeit kann damit nur auf zusätzlich entstehende radiale Eigenspannungen zurückgeführt werden. Diese ergeben sich aus den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und wur-

den in verbundstranggepressten Systemen mit metallischer Verstärkung bereits von [Wei06a] und [Ham12] bestätigt.

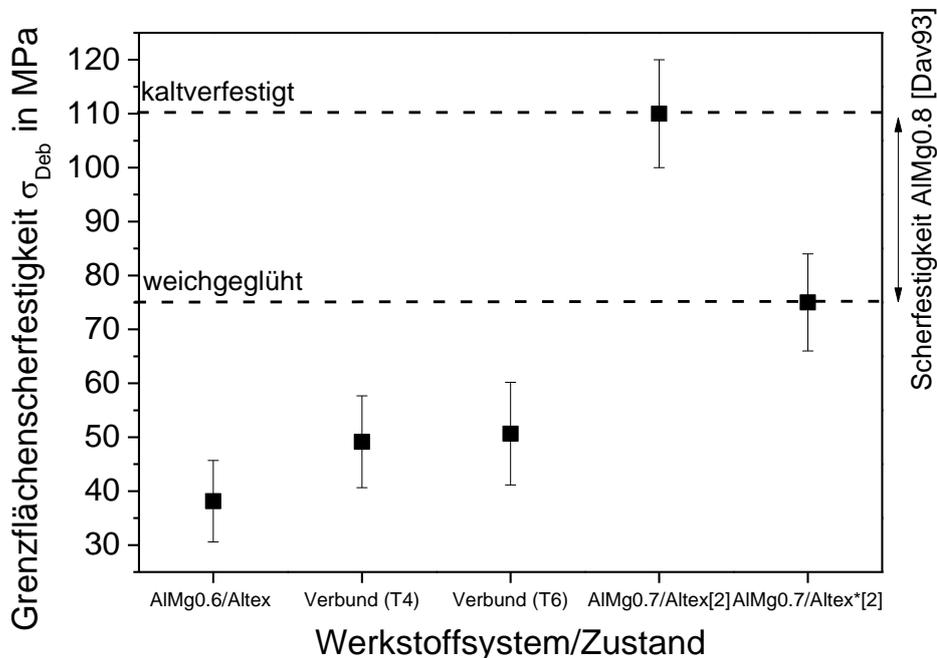


Abbildung 7.14

Ableich der im Mikro-Push-Out-Versuch ermittelten inneren Grenzflächenscherfestigkeit direkt am Verbunddraht (AIMg0.6/Altex), sowie nach Einbettung des Verbunddrahtes in die EN AW-6082 Matrix im Wärmebehandlungszustand T4 und T6 (Verbund) mit [Dok00]([2]) und Scherfestigkeitskennwerten aus [Dav93]

7.2.3 Verformungs- und Schädigungsverhalten

Wärmebehandlungszustand T4

Die Betrachtung des Schädigungsverhaltens im Wärmebehandlungszustand T4 ist besonders interessant, da hier mittels Kombination der genutzten Charakterisierungsmethoden eine detaillierte Betrachtung des Verformungs- und Schädigungsverhalten möglich ist und eine direkte Korrelation mit den Grenzflächeneigenschaften durchgeführt werden kann. Die Betrachtung von äußerer Probenverformung mittels lokaler Dehnungsanalyse auf der Probenoberfläche und den Kenntnissen gewonnen aus der in situ-Analyse mittels computertomographischer Aufnahmen

liefert wertvolle Schlüsse zu den im Zugversuch beobachteten Phänomenen. So können die in Abbildung 6.12 beobachteten Spannungsabfälle eindeutig mittels Computertomographie auf das innere Versagen des Verstärkungselementes zurückgeführt werden. Weiterhin offenbaren die computertomographischen Aufnahmen, dass es vor Bruch des Verstärkungselements zunächst zu Einzelfaserbrüchen kommt. Diese akkumulieren sich in einer Ebene, so dass beim Versagen des Verbunddrahtes von einer lokalen Lastübertragung (LSS, vgl. Kapitel 2.5.4) zwischen den Al_2O_3 -Einzelfasern ausgegangen werden kann [Ibn97]. Dies bestätigt die in [Dok00] gezogenen Schlüsse bezüglich der Lastverteilung in den dort untersuchten Verbunddrähten. Des Weiteren bestätigt sich hier die gute Grenzflächenanbindung zwischen Keramikfasern und Verbunddrahtmatrix. Verbunde mit schlechter Grenzflächenanbindung zeigen überwiegend eine globale Lastverteilung (GLS, vgl. Kapitel 2.5.4) bei Einzelfaserbruch [He93]. Nach Bruch des Verbunddrahtes kann aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve entnommen werden, dass es zu einer weiteren Verfestigung kommt. Die lokale Dehnungsanalyse zeigt hier, dass im Bereich der Bruchstelle eine Dehnungslokalisierung in Längs- als auch in Querrichtung, festgestellt werden kann. Die Matrix schnürt also ein, verfestigt dabei aber dennoch stark. Gleichzeitig wirkt der mehrachsige Spannungszustand, hervorgerufen durch die innere Kerbe, stabilisierend auf die Einschnürstelle und führt so zu einer höheren Restfestigkeit der Matrix (vgl. [Mer12]). Dies ermöglicht die weitere Lastübertragung auf die verbliebenen verstärkten Bereiche. Die Bruchstelle wird somit überbrückt. Dieser Mechanismus des Verstärkungselementversagens, anschließender Dehnungslokalisierung und Verfestigung lässt sich bis zum Bruch weiter beobachten. Nach dem letzten feststellbaren Bruch des Verstärkungselementes lässt sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm ein etwas längerer Bereich zwischen $\epsilon_t = 9,5 \%$ und $\epsilon_t = 11,5 \%$ mit nahezu konstanter Spannung beobachten. Es lassen sich allerdings mehrere Spannungsabfälle in diesem Bereich feststellen, während aus den computertomographischen Aufnahmen eine zunehmende Schädigung entlang der Grenzfläche zu erkennen ist (vgl. Abbildung 7.15). Hier bestätigt sich die Annahme, dass die multiple

Fragmentierung des Verstärkungselementes bis zur kritischen Faserlänge fortschreitet und es dementsprechend bis zum finalen Probenversagen zu Pull-Out-Effekten [Tri98] d.h. relative Bewegungen von Matrix zu Verstärkungselement kommt. Die Auswertung der Fragmentlängen und die daraus bestimmte Grenzflächenscherfestigkeit, welche wie bereits gezeigt in hoher Übereinstimmung zu theoretischen Überlegungen und zu durchgeführten Push-Out-Versuchen steht, belegen dies zusätzlich. Vice versa belegen die hier beobachteten Phänomene die Gültigkeit und Anwendbarkeit des Single Fibre Fragmentation Tests auf den hybriden Verbund.

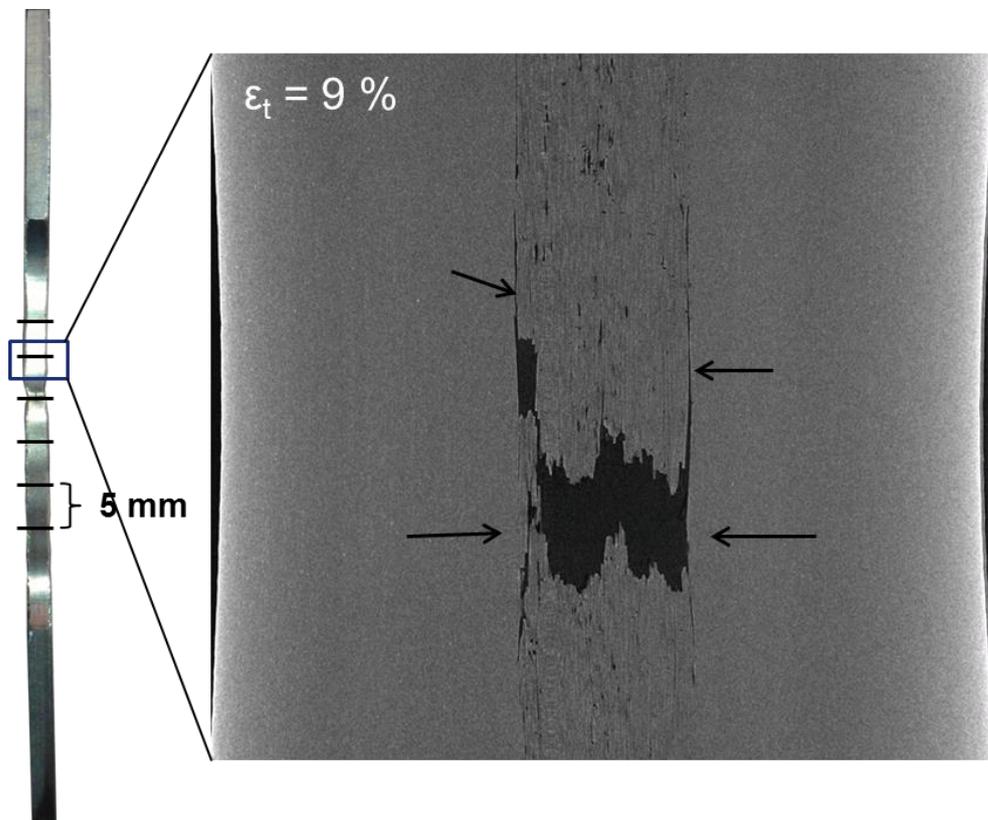


Abbildung 7.15

Computertomographische Aufnahme der Grenzflächenschädigung kurz vor Probenversagen bei einer Totaldehnung von $\epsilon_t = 9 \%$

Wärmebehandlungszustand T6

Der Wärmebehandlungszustand T6 zeigt ein deutlich anderes Zugverfestigungsdiagramm (Abbildung 6.13). Hier ist bereits aus der Spannungs-

Dehnungskurve ersichtlich, dass es nur zu einem einzelnen Verbunddrahtversagen kommt. Dies wird durch die optische Dehnungsanalyse und computertomographische Auswertung bestätigt. Auffällig ist, dass es auch hier nach Verbunddrahtbruch zu keinem starken Spannungsabfall und anschließender Restverformung, wie es nach Kelly-Modell vorausgesagt wird, kommt. Stattdessen kommt es hier zu einem langsamen regressiven Spannungsabfall bis Probenversagen. Möglicherweise kann die Bruchstelle zunächst überbrückt werden, aber aufgrund des Vergleichsweise geringen Streckgrenze/Zugfestigkeits-Verhältnisses der Matrix im Zustand T6, reicht das Verfestigungsvermögen nicht aus um eine weitere Lastübertragung bis zum Erreichen der Verbunddrahtfestigkeit zu erreichen. Es kommt zur fortschreitenden Einschnürung an der Bruchstelle bis zum Probenversagen.

7.3 Verbundsystemübergreifende Betrachtung

7.3.1 Vergleich des Verformungs- und Schädigungsverhaltens zwischen metallischer Vollverstärkung und hybrider Verstärkung

Wie die Ergebnisse gezeigt haben, kommt bei Betrachtung des Verformungsverhaltens des Verbundes mit metallischer Vollverstärkung und des Verbundes mit hybrider Verstärkung zu einer gegenüber der Mischungsregel nach [Kel65b] deutlich erhöhten Bruchdehnung des Verbundes. Makroskopisch zeigen beide Verbunde mehrfache Einschnürungen der Proben im Wärmebehandlungszustand T4. Anhand der Spannungs-Dehnungs-Diagramme und bei Betrachtung der inneren Verbundschädigung sind jedoch deutliche Unterschiede im Schädigungsverhalten zu erkennen. Während die metallische Vollverstärkung aus Federstahldraht ein duktileres Verformungsverhalten mit mehrfacher Einschnürung des Verstärkungselementes aufweist und es im Spannungs-Dehnungsdiagramm in Folge dessen zu einem ausgeprägten Plateau-Bereich kommt, zeigt der Verbund mit hybrider Verstärkung (Verbunddraht auf Basis von Al_2O_3 -Fasern) ein sprödes Verhalten des Verstärkungselementes mit mehrfachen

Brüchen im Inneren des Verbundes, welches sich in mehrfachen Kraftabfällen im Spannungs-Dehnungsdiagramm äußert. Trotz des spröden Verhaltens des Verbunddrahtes scheinen die zugrundeliegenden Mechanismen der Überbrückung der Fehlstelle sehr ähnlich abzulaufen. Wie bereits von [Wei06a] und [Ham12] anhand optischer Dehnungsmessungen an Aluminiumstahldrahtverbunden gezeigt, konnte auch im Falle des Verbundes mit hybrider Verstärkung eine sequentielle Dehnungslokalisation an unterschiedlichen Bereichen der Messstrecke festgestellt werden. Computertomographische Aufnahmen belegen, dass die Dehnungslokalisation immer um eine innere Bruchstelle des Verbunddrahtes auftreten. Es ist stark davon auszugehen, dass dies bei duktilen Verstärkungselementen in Bereichen der Einschnürung des Stahldrahtes auftritt. Die weitere Verfestigung kann anhand des Spannungsanstieges im Spannungsdehnungsdiagramm nach Verbunddrahtbruch belegt werden. Bei duktilen Verstärkungen dagegen erscheint die Spannung nahezu konstant, was für eine simultane Verfestigung und Kraftumleitung um die Fehlstelle spricht. Nach [SCH70] entspricht der Abstand der Einschnürstellen auch bei duktilen Verstärkungselementen der kritischen Faserlänge. Das Verformungsverhalten wäre somit stark abhängig von der Grenzflächenscherfestigkeit des Verbundes. Die festgestellten Abstände im Verbund lassen diesen Schluss aber nicht zu. [Ven70] zweifelt diese Theorie ebenfalls an, da die Verstärkungselemente hier nicht gänzlich versagen. In Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der FE-Simulation hat die Grenzflächenscherfestigkeit in diesem Verbund eine nur geringe Aussagekraft in Bezug auf das Schädigungsverhalten. Die Radialnormalfestigkeit besitzt hier im Versagensverlauf den größeren Einfluss, da hier die radiale Kraftkomponente auf Grenzfläche durch die Einschnürung des Verbunddrahtes dominiert und somit den Ablösezeitpunkt bestimmt. Im Falle der Verstärkung mit Verbunddrähten kommt der Grenzflächenscherfestigkeit jedoch übergeordnete Bedeutung zu. Hier konnte der direkte Zusammenhang zwischen Fragmentlänge und Grenzflächenscherfestigkeit der äußeren Grenzfläche nachgewiesen werden. Trotz makroskopisch ähnlicher Verformungsmechanismen spielt die Grenzfläche in beiden Verbunden deshalb eine un-

terschiedliche Rolle in Bezug auf das Verbundversagen. Eine Anwendung der Abschätzung für die Verbunddehnung nach [Mil69] ist aufgrund des unterschiedlichen Versagensverhaltens auf den Verbund mit hybrider Verstärkung also nicht zulässig. Die Steifigkeits- Festigkeitskennwerte können jedoch in beiden Verbunden mittels des nach [Kel65b] und [Cou00] aufgestellten analytischen Modellierung gut abgeschätzt werden. Im Wärmebehandlungszustand T6 kann in beiden Verbunden ein Mechanismenwechsel festgestellt werden. So kommt es in beiden Verbunden zu einer einzelnen versagenskritischen Stelle im Inneren der Probe. Dies spricht für eine übergeordnete Rolle der Matrixeigenschaften. Während im T4-Zustand ein deutliches Verfestigungsvermögen vorliegt, ausgedrückt an einem niedrigen Streckgrenzenverhältnis von 0,5, ist das Verfestigungsvermögen der Matrix im T6-Zustand deutlich reduziert mit einem Streckgrenzenverhältnis von 0,9. Die festgestellte kontinuierliche Spannungsabnahme nach Erreichen der Maximalfestigkeit, d.h. nach Einschnürbeginn bzw. Bruch des Verstärkungselements, sprechen für eine Stabilisierung der Schadstelle. Aber das Verfestigungsvermögen der umgebenden Matrix reicht nicht aus um eine vollständige Überbrückung dieser zu erreichen, d.h. diese Instabilitätsstelle führt zum Versagen, bevor eine Überbrückung durch ausreichende Matrixverfestigung stattfinden konnte. Da die Grenzflächenscherfestigkeit in beiden Verbunden sehr hoch liegt, spielt sie vor allem bei der Einschnürung des Verstärkungselements eine Rolle und stabilisiert somit den Draht, was höhere Bruchdehnungen des Drahtes ermöglicht. Im hybriden Verbund ist durch die hohe Grenzflächenscherfestigkeit eine ausreichende Kraftübertragung gewährleistet und verhindert somit den Pull-Out der Drahtfragmente.

7.3.2 Einfluss der Wärmebehandlung auf die Grenzfläche

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Veränderung der Grenzflächeneigenschaften durch Prozess- und Wärmebehandlung in beiden Verbundsystemen möglich ist. Ein gezieltes Grenzflächendesign erscheint damit möglich. Während bereits in früheren Arbeiten festgestellt wurde, dass die Prozessparameter v_{Press} (Pressgeschwindigkeit) und T_{Press} (Presstempera-

tur) einen gewissen Einfluss auf die Grenzflächenscherfestigkeit besitzen [Wei07a], können diese aber nur in einem sehr engen Rahmen variiert werden. Anwendungsnäher könnte sich das Grenzflächendesign mittels Wärmebehandlung erweisen. So könnte über einen nachgeschalteten Glühprozess die Grenzflächenausbildung leicht nachträglich verändert werden. Am Stahlverbund zeigt sich, dass so die Diffusion von Fe, Cr und Ni in die Aluminiummatrix ausgenutzt werden kann. Jedoch zeigt sich, dass im Gegensatz zu [Bha89] die Bildung einer intermetallischen Reaktionsschicht mit einer Dicke von ca. 3 μm zu einem frühzeitigeren Grenzflächenversagen im Zugversuch führt, die Festigkeitskennwerte etwas höher liegen, aber die Korrosionsbeständigkeit der Grenzfläche deutlich herabgesetzt wird. Im hybriden Verbund müssen zwei unterschiedliche Grenzflächen betrachtet werden. Betrachtet man die inneren Grenzflächen zwischen Keramikfasern und umgebender Matrix, so wird kein Einfluss einer zusätzlichen Wärmebehandlung festgestellt. Dies kann zum einen auf einen relativ niedrigen Mg-Gehalt in der Matrix zurückgeführt werden und relativ kurzen Glühzeiten bei hohen Temperaturen für den Wärmebehandlungszustand T6. Die äußere Grenzfläche zeigt eine Steigerung der Festigkeit, trotz Versagen in der Verbunddrahtmatrix. Hier müssen genaue Untersuchungen der Mg-Konzentration im Grenzflächenbereich durchgeführt werden, um die Steigerung auf Mischkristallverfestigung oder auf neu eingebrachte Druckeigenstressungen zurückzuführen.

7.3.3 Vergleich der spezifischen Eigenschaften der untersuchten Verbundsysteme

Abbildung 7.16 zeigt im Vergleich die spezifische Steifigkeit E/ρ (Mittelwert aus allen Wärmebehandlungszuständen) und die spezifischen Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}/\rho$ und R_m/ρ , der untersuchten Verbundsysteme und der zugehörigen Matrixmaterialien, sowie die relative Änderung dieser spezifischen Eigenschaften gegenüber des unverstärkten Matrixmaterials.

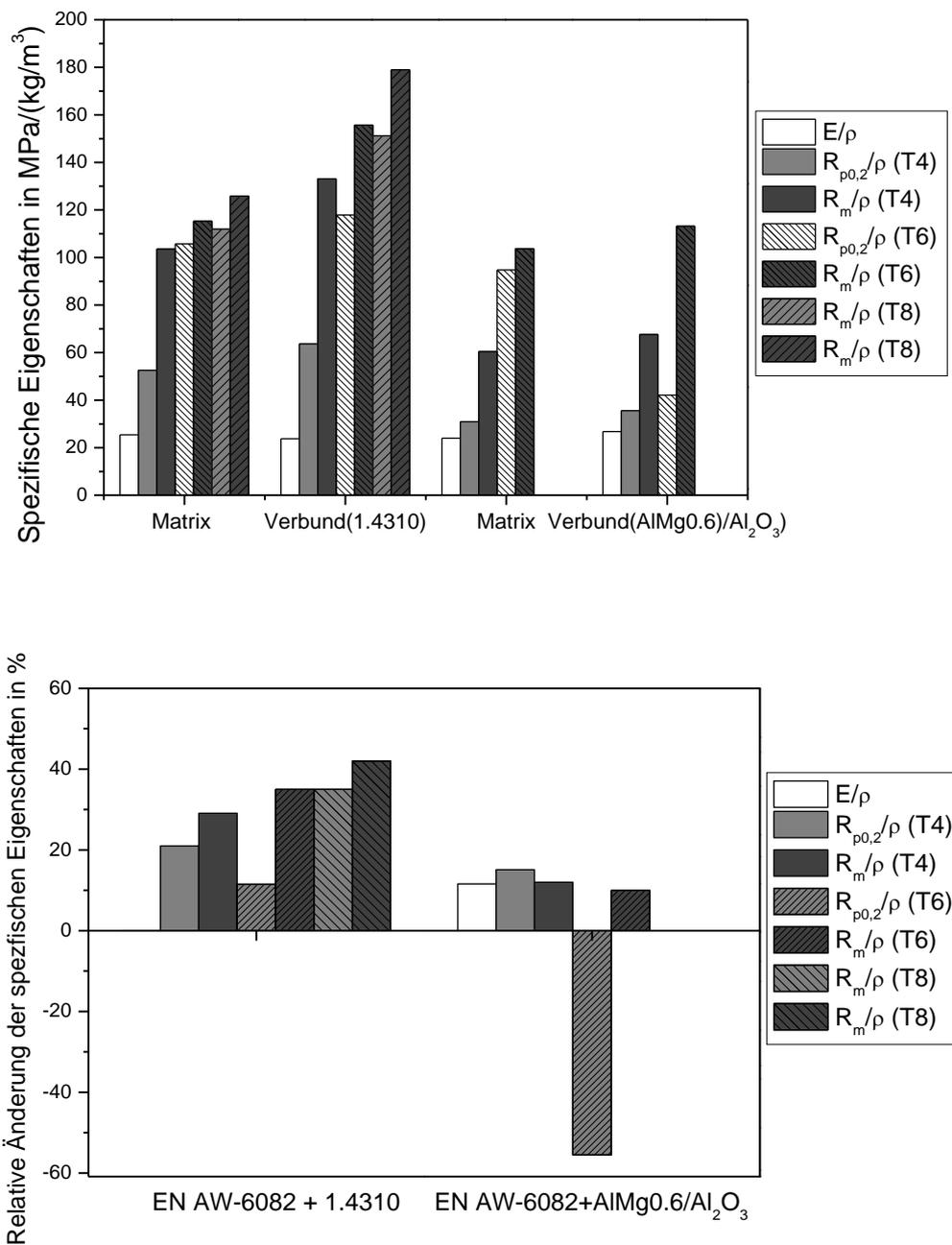


Abbildung 7.16

Vergleich der spezifischen Eigenschaften bei metallischer Vollverstärkung und hybrider Verstärkung, sowie Vergleich der relativen Änderung gegenüber dem Matrixmaterial

Die deutlich geringeren Festigkeiten der EN AW-6082-Matrix des hybriden Verbundsystems ist auf die Abschreckung mit Luft, statt mit Wasser, zurückzuführen und belegt nochmals die Abschreckempfindlichkeit der un-

tersuchten Matrixlegierung. Betrachtet man die spezifischen Steifigkeiten beider Verbundsysteme, so zeigt das hybride Verbundsysteme eine leicht höhere spezifische Steifigkeit, wie nach der Mischungsregel erwartet [Reu29]. Aufgrund der leicht schrägen Drahtlage und der hohen thermischen Eigenspannung aus dem Herstellungsprozess zeigen die Proben ein früheres Abknicken in Bereich II (vgl. Kapitel 6.2.1) und dementsprechend geringe $R_{p0,2}$ -Werte. Insbesondere im Zustand T6 wird der Unterschied zu den federstahldrahtverstärkten Proben deutlich. Aufgrund der geringen Festigkeitssteigerung im Wärmebehandlungszustand T6 erscheint die Verstärkung hier sogar nachteilig. Auch der Vergleich zwischen verstärkten T4-Proben und unverstärkten T6-Proben zeigt, dass der Wärmebehandlungszustand T6 hier gleiche Zugfestigkeiten und höhere Dehngrenzen bietet. Eine weitere Optimierung des Verbundsystems ist jedoch leicht möglich durch die Verwendung steiferer und höherfester Keramikfasern im Verbunddraht (z.B. Nextel 610 [Dok00] [Mos01] [Ros12]).

7.3.4 Rolle der Grenzfläche in MMC

Die vorgestellten Ergebnisse zu den beobachteten Grenzflächenphänomenen zeigen, dass die Grenzflächeneigenschaften nicht immer unbedingt maßgeblich für das Verbundverhalten sind. So müssen immer das Gesamtsystem und die morphologische Ausbildung der Grenzfläche miteinbezogen werden. Im Falle des Metall-MMC-Hybrid-Verbunds zeigt sich, dass die Grenzflächenscherfestigkeit aufgrund des Schädigungsverhaltens einen direkten Einfluss auf die Fragmentierung des Verbunddrahtes hat und dementsprechend einen direkten Einfluss auf das Zugverfestigungsverhalten. In allen Fällen zeigt sich jedoch, dass das Zugverfestigungsverhalten des Matrixmaterials zu unterschiedlichen Verformungs- und Schädigungsmechanismen führen kann. Für die ermittelten Festigkeitskennwerte im Zugversuch am untersuchten Metall-Metall-Verbund hat die Grenzflächenscherfestigkeit, wenn bereits eine gute Anbindung vorliegt, eine eher untergeordnete Rolle. Jedoch kann ein Einfluss der Radialnormalfestigkeit auf die Dehnungskennwerte bei Einschnürung der Verstärkungselemente festgestellt werden. Spröde intermetallische Zwischenschichten sind in

jedem Fall zu vermeiden, selbst bei einer scheinbaren Erhöhung der Grenzflächenfestigkeit durch stärkere chemische Bindung zeigen sich im Zugversuch negative Effekte. Auch der Widerstand gegen Korrosion sinkt durch das Vorhandensein ausgeprägter intermetallischer Zwischenschichten und ein noch deutlicherer Effekt ist bei mechanisch-korrosiver Beanspruchung zu erwarten. Die Betrachtung der Grenzflächenscherfestigkeit ist jedoch in allen Fällen ein probates Mittel um die Grenzflächenausbildung quantitativ zu beschreiben, sollte allerdings nur in Kombination mit detaillierter Analyse der Mikrostruktur erfolgen. Geometrische Randbedingungen müssen in allen Fällen der quantitativen Grenzflächencharakterisierung beachtet werden und nur bei Einhaltung der in Kapitel 7.1.2 definierten Randbedingungen ist von einer Vergleichbarkeit auszugehen. Push-Out- und Pull-Out-Versuche zeigen dabei vergleichbare Ergebnisse. Aufgrund der einfacheren Probenherstellung und Prüfmethodik ist der Push-Out bei MMC jedoch vorzuziehen. Auch wenn die Effekte auf die Ermittlung der Festigkeitskennwerte als eher schwach zu beurteilen sind, ermöglicht eine genaue Charakterisierung eine Verbesserung des Verständnisses der phänomenologischen Beschreibung von Schädigungsmechanismen und eine Optimierung von FE-Modellen zur Beschreibung von MMC unter mechanischer Beanspruchung. So konnte anhand der experimentell ermittelten Radialnormalfestigkeit bei der Verwendung als Eingangswert für die FE-Simulation des Zugversuches ein guter Abgleich mit dem experimentellen Verhalten nach Überschreiten der Verbundgleichmaßdehnung erreicht werden.

8 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit umfasste die werkstoffkundliche Analyse der Grenzfläche in unidirektional verstärkten Aluminiumstrangpressprofilen. Hierbei standen die Einflüsse durch Prozess- und Wärmebehandlung, die Analyse und Bewertung der Charakterisierungsmethoden, sowie das Degradationsverhalten der Grenzfläche bei mechanischer, sowie korrosiver und mechanisch-korrosiver Beanspruchung im Fokus. Ergänzt wurden die experimentellen Arbeiten durch FE-Simulationen des Push- und Pull-Out-Versuchs, sowie des Zugversuchs.

Untersucht wurde hierzu ein Metall-Metall-Verbund, bestehend aus einer aushärtbaren EN AW-6082 Aluminiummatrix, welche mit 1.4310 Federstahldraht verstärkt wurde, sowie ein Metall-MMC-Hybrid-Verbund, in welchem die Aluminiummatrix durch einen weiteren Verbundwerkstoff, in Form von vorinfiltrierten Aluminiumoxidfasern, verstärkt wurde.

Der Prozess- und Wärmebehandlungseinfluss im **Metall-Metall-Verbund** wurde anhand unterschiedlicher Wärmebehandlungen entweder direkt bei der Herstellung oder nach Profilverstellung untersucht. Hierbei konnte verzeichnet werden, dass eine Wasserabschreckung der abschreckempfindlichen Matrixlegierung zur Festigkeitssteigerung dieser führt. Da, wie festgestellt die Matrixfestigkeit eine direkte Korrelation zur Grenzflächenscherfestigkeit aufweist, solange die Schädigung, wie gezeigt, hauptsächlich in der Matrix erfolgt, führt dies ebenso zur Erhöhung der Grenzflächenscherfestigkeit. Ein analoger Befund konnte für warmausgelagerte (T6-Zustand), sowie gereckte und warmausgelagerte (T8-Zustand) Profile ermittelt werden.

Längeres nachträgliches Lösungsglühen ermöglicht die Beeinflussung der Grenzfläche durch Diffusionsprozesse. Dies führt bei hoher Glühdauer zu einem ausgeprägten Diffusionsschichtwachstum, einer intermetallischen Verbindung aus Aluminium, Eisen und Chrom. Glühzeiten über 5 h führten

zu Diffusionsschichtdicken, welche sich negativ auf die Grenzflächenscherfestigkeit auswirkten. Wird die Radialnormalzugfestigkeit an der Grenzfläche bestimmt, kann davon ausgegangen werden, dass nur die rein chemische Bindung gemessen wird. Hierbei zeigten nachträglich für 5 h diffusionsgeglühte Profile ($T_{4_{5h}}$) die höchsten Festigkeiten, während gereckte Profile, aufgrund einer dabei auftretenden Grenzflächenschädigung die niedrigsten Radialnormalfestigkeiten aufweisen.

Zur Quantifizierung der Grenzflächenscherfestigkeit werden üblicherweise Push-Out-Versuche betrachtet. Aufgrund der Geometrieabhängigkeit der gemessenen Werte, wurden Untersuchungen bezüglich der Nutgeometrie angestellt und mit Pull-Out-Versuchen verglichen. Dabei wurde eine starke Geometrieabhängigkeit beim Push-Out-Versuch, sowohl im Experiment, als auch in der Simulation, bei Verhältnissen von $h/b \leq 0,66$ und Aspektverhältnissen ≤ 1 festgestellt. Wird statt einer durchgehenden Nut die Probe auch in Nutrichtung unterstützt, so sinkt die Streuung und die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit erhöht sich. Im Vergleich hierzu zeigen die Pull-Out-Proben eine sehr hohe Streuung, welche keine Rückschlüsse auf die Geometrieabhängigkeit zulässt. Allerdings zeigen die simulativ erhaltenen Ergebnisse die Tendenz zu einer abnehmenden gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit mit steigender Probenhöhe und damit steigender Querkontraktion des Drahtes. Das simulierte Schädigungsverhalten zeigt dabei eine hohe Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen.

Bei Betrachtung der Grenzflächendegradation zeigt sich, dass der Verbund in Schwefelsäurelösung ($\text{pH} = 1$) und Natriumchloridlösung (3,5 %) ein deutlich erhöhtes Korrosionspotenzial zeigt, während in destilliertem Wasser eine nur geringe korrosive Schädigung vorzufinden ist. Die Schädigung findet dabei größtenteils an der Grenzfläche, durch interkristalline Korrosion der Aluminiummatrix, statt. Bei Vorhandensein einer intermetallischen Grenzschicht wird eine beschleunigte Auflösung dieser Schicht beobachtet, einhergehend mit einem rapiden Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit. Die warmausgehärteten Zustände (T6 und T8) zeigen die

beste Korrosionsbeständigkeit. In allen Fällen wurde ein Wiederansteigen der Grenzflächenscherfestigkeit, vor allem in Natriumchloridlösung, beobachtet. Dies konnte auf eine Ablagerung von Korrosionsprodukten im entstehenden Spalt zurückgeführt werden.

Unter mechanisch-korrosiver Beanspruchung zeigt sich, dass die Verstärkung sich, zusätzlich zu einer Rissverlangsamung, aufgrund von Rissüberbrückung und Rissinteraktion an der Grenzfläche, ebenfalls positiv in Bezug auf die Schwingungsrisskorrosionsanfälligkeit der Profile auswirkt. So wird im unverstärkten Matrixmaterial eine ausgeprägte Schwingungsrisskorrosionsempfindlichkeit beobachtet, welche durch die erhöhte Grenzflächenschädigung, die mit einem erhöhten Rissenergieverzehr einhergeht, reduziert wird. Die Höhe dieser Schädigung ist dabei, analog zu den Auslagerungsversuchen, abhängig vom Korrosionsmedium.

Unter quasi-statischer Zugbeanspruchung unterschied sich das Verformungs- und Schädigungsverhalten teils deutlich. In den kaltausgelagerten Zuständen wird ein ausgeprägter Plateaubereich beobachtet, welcher auf eine Mehrfacheinschnürung des Verstärkungselementes zurückgeführt wurde. Eine deutliche Grenzflächenablösung konnte dabei metallographisch nur im Zustand T4_{5h} festgestellt werden, wobei die Sprödigkeit der intermetallischen Grenzschicht zu einem, im Vergleich zum T4-Zustand, frühzeitigen Probenversagen mit ausgeprägter Grenzflächendelamination führt. Die warmausgelagerten Zustände zeigen die höchsten Festigkeiten, wobei keine Mehrfacheinschnürung beobachtet werden konnte, dennoch stabilisiert die relativ hohe Grenzflächenfestigkeit die Einschnürung des Verstärkungselementes und führt zu entsprechend vergrößerten Bruchdehnungen des Drahtes im Verbund. Mittels Kelly-Modell bzw. modifiziertem Kelly-Modell konnten die Festigkeiten gut abgeschätzt werden, die Dehnungskennwerte werden je nach Grenzflächenversagen jedoch meist überschätzt. Die FE-Simulation des Verbundes unter Zugbeanspruchung zeigt eine gute Übereinstimmung mit dem experimentellen Befund. Wobei festgestellt werden konnte, dass die Grenzflächenradialnormalfestigkeit

vor allem das Einschnürverhalten und die Grenzflächenablösung bestimmt.

Im **Metall-MMC-Hybrid-Verbund** liegen zwei zu betrachtende Grenzflächen vor. Durch den Prozess des Verbundstrangpressens konnte mikrostrukturell eine Verbesserung des Gefüges des Verbunddrahtes durch die Umformung des Drahtes während der Herstellung in Form einer Kornfeinung und einer Reduzierung der Porosität, festgestellt werden. Die äußere Grenzfläche stellt sich als nahezu fehlerfrei dar, während an den inneren Aluminiumoxidfaser-Matrix-Grenzflächen teils Riss- und Porenbildung beobachtet wurde.

Die quantitative Betrachtung der Grenzflächenscherfestigkeit, sowie der makroskopischen Eigenschaften erfolgte dabei jeweils in zwei Wärmebehandlungszuständen (T4 und T6). Hierzu wurden, aufgrund der unterschiedlichen Skalen der Grenzflächen, unterschiedliche Versuchsmethodiken angewandt. Die Innere Grenzfläche konnte dabei mittels Mikro-Push-Out-Versuch quantitativ charakterisiert werden und zeigte eine deutliche Steigerung der Grenzflächenscherfestigkeit nach Verpressen des Verbunddrahtes, welche durch eine anschließende T6 Wärmebehandlung nicht weiter verbessert werden kann. Zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit in der äußeren Grenzfläche wurde eine an den SFFT (Single Fiber Fragmentation Test) angelehnte Auswertung genutzt. Die so bestimmten Grenzflächenscherfestigkeiten, konnten durch Makro-Push-Out-Versuche verifiziert werden.

Durch die Verwendung von Verbunddrähten auf Basis von Aluminiumoxidfasern konnten die spezifischen Eigenschaften unter Zugbeanspruchung gesteigert werden, insbesondere konnte auch die spezifische Steifigkeit der Proben, im Gegensatz zum Metall-Metall-Verbund, gesteigert werden. Das Schädigungsverhalten unterscheidet sich dabei je nach Wärmebehandlungszustand deutlich. Im kaltausgelagerten Zustand ist die Schädigung durch eine innere multiple Fragmentierung des Verbunddrahtes und einer voranschreitenden Delamination gekennzeichnet. Die Versagensstellen können dabei durch die Verfestigung der umgebenden Matrix bis zum

Erreichen der kritischen Fragmentlänge überbrückt werden. Im warmausgelagerten Zustand reicht das Verfestigungsvermögen der Matrix nicht aus um nach dem Versagen des Verbunddrahtes eine weitere Fragmentierung des Verbunddrahtes auszulösen. Dies führt zu deutlich geringer Delamination an der Grenzfläche und zu deutlich geringeren Totaldehnungen bis zum Verbundversagen.

9 Literaturverzeichnis

- [Aba10] Abaqus 6.10 Abaqus 6.10: *Abaqus Analysis User's Manual*. Volume V: Prescribed Conditions, Constraints & Interactions, **2010**.
- [Aga99] Agarwala, V.; Satyanarayana, K. G.; Agarwala, R. C.: *Studies on the development of aluminium alloy-mild steel reinforced composite*. In *Materials Science and Engineering A*, **1999**; S. 210–218.
- [Ahm11] Ahmad, Z.; Farzaneh, A.; Aleem Abdul, B. J.: *Corrosion Behavior of Aluminium Metal Matrix Composites: Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, Prof. Zaki Ahmad (Ed.), **2011**; S. 385–406.
- [Ame74] Ames, A.; Theler: *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen von Verbundprofilen beispielsweise Stromschienen*, *Deutsches Patent Nr. DE2432541 A1*, **1974**.
- [Ars86] Arsenault, R. J.; Shi, N.: *Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion*. In *Proceedings of the International Conference on Low Energy Dislocation Structures*, **1986**, 81; S. 175–187.
- [Ash04] Ashby, M. F.: *Material Selection in Mechanical Design*. Elsevier Science, **2004**.
- [AST05] ASTM E 657-05: *Standard Test Method for Measuring of Fatigue Crack Growth Rates*, **2005**.
- [Ave13] Averbek, S.: *Einfluss von Wärmebehandlung auf die korrosive Grenzflächendegradation von federstahldrahtverstärktem EN AW-6082*. Diplomarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2013**.
- [Bar12] Bargel, H. J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Springer, Berlin, Heidelberg [u.a.], **2012**.

- [Bar50] Barker, L. J.: *Revealing the Grain Structure of Common Aluminum Alloy Metallographic Specimens*. In Trans. Amer. Soc. Metals, **1950**; S. 347–356.
- [Bau01] Bauser, M.; Sauer, G.; Siegert, K. Bauser, M.; Sauer, G.; Siegert, K.: *Strangpressen*. Aluminium-Verlag, Düsseldorf, **2001**.
- [Ber94] Berek, H. et al.: *Grenzflächenreaktionen in einer Al₂O₃-partikelverstärkten 6061 Al-Legierung*. In Zeitschrift für Metallkunde, **1994**; S. 131–133.
- [Ber98] Berkeley, D. W.; Sallam, H. E. M.; Nayeb-hashemi, H.: *The effect of pH on the mechanism of corrosion and stress corrosion and degradation of mechanical properties of AA6061 and Nextel 440 fiber-reinforced AA6061 composite*. In Corrosion Science, **1998**, 40; S. 141–153.
- [Bha89] Bhagat, R. B.: *Growth kinetics of interface intermetallic compounds in stainless steel fibre reinforced aluminium matrix composites*. In Journal of Materials Science, **1989**, 24; S. 1496–1502.
- [Bit14] Bittner, J.: *Bestimmung der Einflussgrößen auf das Grenzflächenverhalten in stahldrahtverstärkten Aluminiumverbunden mittels FE-Simulation*. Bachelorarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2014**.
- [Bli14] Blinzer P.: *Bestimmung des Geometrieinflusses auf die Grenzflächenscherfestigkeit beim Pull-Out Versuch*. Bachelorarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2014**.
- [Blu98a] Blucher, J.; Doktor, M.: *A new pressure Infiltration Process for Continuous Production of Fiber Reinforced MMC Structural Elements*. In Proceedings of the 30th International SAMPE Technical Conference, San Antonio, Texas, **1998a**; S. 442–449.
- [Blu98b] Blucher, J.; Doktor, M.: *A new pressure Infiltration Process for Continuous Production of Fiber Reinforced MMC Structural Elements*.

- ments. In Proceedings of the 30th International SAMPE Technical Conference, San Antonio, Texas, 1998b*; S. 442–449.
- [Bob10] Bobic, B. et al.: *Corrosion of Metal-Matrix Composites with Aluminium Alloy Substrate. In Tribology in industry, 2010, 32*; S. 3–11.
- [Bol98] Boland, F.; Colin, C.; Delannay, F.: *Control of Interfacial Reactions during Liquid Phase Processing of Aluminium Matrix Composites Reinforced with INCONEL 601 Fibers. In Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29*; S. 1727–1739.
- [Bou10] Bouayad, A. et al.: *Interface Characterization in Aluminium Alloy Casting Reinforced with SG Iron Inserts. In Journal of Advanced Research in Mechanical Engineering, 2010, 1*; S. 226–231.
- [Bra04] Brass, D.: *Finite Elemente. Theorie, schnelle Löser und Anwendungen in der Elastizitätstheorie. Springer, 2004.*
- [Bur91] Burleigh, T. D.: *The Postulated Mechanisms for Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys: A Review of the Literature 1980-1989. In Corrosion, 1991, 47*; S. 89–98.
- [Car98] Carreño-Morelli, E. et al.: *Processing and characterization of aluminium-based MMCs produced by gas pressure infiltration. In Materials Science and Engineering: A, 1998, 251*; S. 48–57.
- [Cha00] Chandra, N.: *Effect of processing on the evolution of interfaces in metal matrix composites, Air Force Office of Scientific Research/Florida State University, Florida, 2000.*
- [Cha01] Chandra, N.; Ghonem, H.: *Interfacial mechanics of push-out tests: theory and experiments. In Composites Part A, 2001, 32*; S. 575–584.
- [Cha02a] Chandra, N.: *Evaluation of interfacial fracture toughness using cohesive zone model. In Composites Part A, 2002a, 33*; S. 1433–1447.

- [Cha02b] Chandra, N. et al.: *Some issues in the application of cohesive zone models for metal–ceramic interfaces*. In *International Journal of Solids and Structures*, **2002b**, 39; S. 2827–2855.
- [Cha06] Chawla, N.; Chawla, K. K.: *Metal Matrix Composites*. Springer, New York, Heidelberg [u.a.], **2006**.
- [Cha12] Chawla, K. K.: *Composite Materials: science and engineering*. Springer, New York, Heidelberg [u.a.], **2012**.
- [Cha72] Chawla, K. K.; Metzger, M.: *Initial Dislocation Distributions in Tungsten Fibre - Copper Composites*. In *Journal of Materials Science*, **1972**; S. 34–39.
- [Cha87] Chawla, K. K.: *Composite Materials*. Springer, **1987**.
- [Cha93] Chan, K. S.: *Failure Diagrams for Unidirectional Fiber Metal-Matrix Composites*. In *Metallurgical Transactions A*, **1993**; S. 1531–1542.
- [Cha95] Chandra, N.; Ananth, C. R.: *Analysis of interfacial behaviour in MMCs and IMCs by the use of thin-slice push-out tests*. In *Composites Science and Technology*, **1995**, 54; S. 87–100.
- [Chr09] Christ, H. J.: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. WILEY-VCH Verlag, Weinheim [u.a.], **2009**.
- [Chu85] Chua, P. S.; Pigott, M. R.: *The Glass Fibre-Polymer Interface: I - Theoretical Consideration for Single Fibre Pull-out Tests*. In *Composites Science and Technology*, **1985**; S. 33–42.
- [Cly91] Clyne, T. W.; Watson, M. C.: *Interfacial Mechanics in Fibre-Reinforced Metals*. In *Composites Science and Technology*, **1991**, 42; S. 25–55.
- [Cly93] Clyne, T. W.; Withers, P. J.: *An Introduction to Metal Matrix Composites*. Cambridge University Press, **1993**.
- [Cly95] Clyne, T. W.; Withers, P. J.: *An introduction to Metal Matrix Composites*. Cambridge University Press, Cambridge, **1995**.

- [Col93] Colin, C. et al.: *Stainless steel fibre reinforced aluminium matrix composites processed by squeeze casting: relationship between processing conditions and interfacial microstructure*. In *Journal de Physique IV*, **1993**; S. 1749–1752.
- [Cou00] Courtney Th.: *Mechanical Behavior of Materials*. McGraw-Hill, **2000**.
- [Dah14] Dahnke C. et al.: *Extending the Flexibility in the Composite Extrusion Process*. In *Procedia CIRP*, **2014**; S. 33–38.
- [Dav93] Davis, G. J.: *ASM Specialty Handbook: Aluminium and Aluminium Alloys*. ASM International Handbook Committee, **1993**.
- [Deg92] Degischer, H. P.: *Schmelzmetallurgische Herstellung von Metallmatrix Verbundwerkstoffen*. In Kainer, K.U., *Metallische Verbundwerkstoffe*, **1992**.
- [Del93] Delannay, F. et al.: *Processing and properties of metal matrix composites reinforced with continuous fibres for the control of thermal expansion, creep resistance and fracture toughness*. In *Journal de Physique IV*, **1993**; S. 1675–1684.
- [Dez07] Dezellus, O. et al.: *Mechanical testing of steel/aluminium-silicon interfaces by pushout*. In *International Journal of Adhesion & Adhesives*, **2007**, 27; S. 417–421.
- [Dha14] Dhanashekar, M.; Kumar, V. S. Senthil: *Squeeze Casting of Aluminium Metal Matrix Composites-An Overview*. In "12th Global Congress on Manufacturing and Management" GCOMM - 2014, **2014**, 97; S. 412–420.
- [DiF96] DiFrancia, C.; Ward, T. C.; Claus, R. O.: *The single-fibre pull-out test. 1: Review and interpretation*. In *Composites Part A*, **1996**; S. 597–612.
- [DIN01] DIN EN 10002-1: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, **2001**.

- [DIN05] DIN EN 10088-1: *Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*, **2005**.
- [DIN07] DIN ISO 13992: *Skibindungen für den alpinen Skilauf - Anforderungen und Prüfung*, **2007**.
- [DIN09a] DIN 50905: *Korrosion der Metalle - Korrosionsuntersuchungen*, **2009a**.
- [DIN09b] DIN 50125: *Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*, **2009b**.
- [DIN09c] DIN EN 573-3: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen*, **2009c**.
- [DIN99a] DIN EN 755-2: *Aluminium und Aluminiumlegierungen - Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile*, **1999a**.
- [DIN99b] DIN EN ISO 8044: *Korrosion von Metallen und Legierungen - Grundbegriffe und Definitionen*, **1999b**.
- [Dok00] Doktor, M.: *Production and Characterization of Continuous Reinforced Aluminum Wires*. Dissertation, Wien, **2000**.
- [Dok99] Doktor, M.; Blucher, J.; Degischer, H. P.: *Continuous fiber reinforced aluminium wires*. In ICCM-12, Paris, **1999**.
- [Dur96] Durrant, G.; Gallerneault, M.; Cantor, B.: *Squeeze cast aluminium reinforced with mild steel inserts*. In *Journal of Materials Science*, **1996**, 31; S. 589–602.
- [Egg85] Eggeler, G.: *Untersuchungen zum Feueraluminieren von niedriglegiertem Stahl*. Dissertation, Erlangen, **1985**.
- [Ell96] Ellis, M. B. D.: *Joining of Al-based Metal Matrix Composites*. In *Materials and Manufacturing Processes*, **1996**, 11; S. 45–66.
- [Eva03] Evans, A.; San Marchi, C.; Mortensen, A.: *Metal matrix composites in industry: an introduction and a survey*. Kluwer Academic, Dordrecht [u.\,a.], **2003**.

- [Eva89] Evans, A. G.; He, M. Y.; Hutchinson, J. W.: *Interface Debonding and Fiber Cracking in Brittle Matrix Composites*. In *Journal of the American Ceramic Society*, **1989**; S. 2300–2303.
- [Fei04] Feih, S.; Wonsyld K.; Minzari, D.; Westermann, P.; Liholt, H.
Feih, S. et al.: *Establishing a Testing Procedure for the Single Fiber Fragmentation Test*, **2004**.
- [Fen08] Feng, Y. C. et al.: *Fabrication and characteristic of Al-based hybrid composite reinforced with tungsten oxide particle and aluminum borate whisker by squeeze casting*. In *Materials & Design*, **2008**, 29; S. 2023–2026.
- [Fil98] Filho, A. L.; Atkinson, H.; Jones, H.: *Hot isostatic pressing of metal reinforced metal matrix composites*. In *Journal of Materials Science*, **1998**, 33; S. 5517–5533.
- [Fra06] Fagner, W. et al.: *Interface Reactions of Al and binary Al-alloys on Mild Steel Substrates in Controlled Atmosphere*. In *Materials Science Forum*, **2006**; S. 1157–1162.
- [Gag14] Gagliardi, F. et al.: *Bridge Design Influences on the Pressure Conditions in the Welding Chamber for Porthole Die Extrusion*. In *Key Engineering Materials Vols*, **2014**; S. 87–94.
- [Gal96] Galbraith, J. M. et al.: *The interfacial failure sequence during fiber pushout in metal matrix composites*. In *Scripta Materialia*, **1996**, 35; S. 543–549.
- [Gan94] Gangloff, R. P. et al.: *Fatigue crack propagation in aerospace aluminum alloys*. In *Journal of Aircraft*, **1994**, 31; S. 720–729.
- [Gin96] Gingell, A.; King, J. E.: *The effect of frequency and microstructure on corrosion fatigue crack propagation in high strength aluminum alloys*. In *Acta materialia*, **1996**; S. 3855–3870.
- [Got12] Gottschalk, M.: *Zyklisches Rissausbreitungsverhalten von unverstärktem und federstahldrahtverstärktem EN AW-6082 in korro-*

- siven Medien*. Diplomarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2012**.
- [Got98] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, **1998**.
- [Gra84] Gray, R. J.: *Analysis of the effect of embedded fibre length on fibre debonding and pull-out from an elastic matrix*. In *Journal of Materials Science*, **1984**; S. 861–870.
- [Gre97] Greene, H. J.; Mansfeld, F.: *Corrosion Protection of Aluminium Metal-Matrix Composites*. In *Corrosion*, **1997**, 53; S. 920–927.
- [Gri09] Grittner, N. et al.: *Verbundstrangpressen von Titan-Aluminium-Verbindungen*. In *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2009**, 40; S. 901–906.
- [Ham08] Hammers, T. et al.: *Mechanical Properties of Compound Extruded Unidirectional Reinforced Aluminum Alloys under quasi-static Loading*. In J.Hirsch, B. Skrotzki, G. Gottstein: "Aluminium Alloys, Vol. 2, Their Physical and Mechanical Properties", **2008**; S. 2245–2250.
- [Ham09a] Hammers, T. et al.: *Mechanisches Verhalten ausgewählter Werkstoffsysteme verbundstranggepresster Leichtbauprofile unter quasistatischer Belastung*, In *Verbundwerkstoffe: 17. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Weinheim, **2009**, S.155-166.
- [Ham09b] Hammers, T. et al.: *T1 - Verbesserung der Werkstoff- und Bauteileigenschaften von Luftfahrtstringern durch Verbundstrangpressen*. In *Fortschr. Ber. VDI Reihe 2*, **2009**; S. 351–369.
- [Ham12] Hammers, T.: *Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen*. Dissertation, Karlsruhe, **2012**.
- [Hän11] Händel, M.; Nickel, D.; Lampke, T.: *Effect of different grain sizes and textures on the corrosion behaviour of aluminium alloy*

- AA6082. In *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2011**, 42; S. 606–611.
- [Has14] Haspel, B.: *Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden*. Dissertation, Karlsruhe, **2014**.
- [He93] He, M. Y.; Evans, A. G.; Curtin, W. A.: *The ultimate tensile strength of metal and ceramic-matrix composites*. In *Acta Metallurgica et Materialia*, **1993**; S. 871–878.
- [Het07] Hettich, T.: *Diskontinuierliche Modellierung zur Versagensanalyse von Verbundmaterialien*, Dissertation Universität Stuttgart, **2007**.
- [Hib05] Hibbeler, R.: *Technische Mechanik I - Statik*. Pearson, **2005**.
- [Hih97] Hihara, L. H.: *Corrosion of Aluminium-Matrix Composites*. In *Corrosion Reviews*, **1997**, 15; S. 361–386.
- [Hor08] Hornbogen E.; Eggeler G.; Werner E.: *Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer, **2008**.
- [Hua05] Huang, W.; Nie, X.; Xia, Y.: *Effects of heat-treatment and strain rate on the mechanical properties of SiC/Al composite wires - experimental and constitutive modeling*. In *Composites Part A*, **2005**; S. 1316–1322.
- [Hul96] Hull D., Clyne T. W.: *An Introduction to Composite Materials*. Cambridge University Press, **1996**.
- [Hum96] Humphreys, F. J.; Hatherly, M.: *Recrystallization and related annealing phenomena*. Pergamon, Oxford, **1996**.
- [Ibn97] Ibnabdeljalil, M.; Curtin, W. A.: *Strength and reliability of fiber-reinforced composites: Localized load-sharing and associated size effects*. In *International Journal of Solids and Structures*, **1997**, 34; S. 2649–2668.

- [Ins15] Institut für Arbeitsschutz der Deutschen Gesetzlichen Unfallversicherung: *GESTIS-Stoffdatenbank*. www.gestis.itrust.de.
- [Jan95] Janczak, J. et al.: *Grenzflächenuntersuchungen an endlosverstärkten Aluminium-Verbundwerkstoffen für die Raumfahrttechnik*. In *Oberflächen Werkstoffe*, **1995**; S. 16–19.
- [Jin01] Jinang, X., Gao, Q.: *Stress-transfer analysis for fibre/matrix interfaces in short-fibre-reinforced composites*. In *Composites Science and Technology*, **2001**; S. 1359–1366.
- [Kae03] Kaesche, H.: *Corrosion of metals: physicochemical principles and current problems*. Springer, Berlin, Heidelberg [u.a.], **2003**.
- [Kah96] Kahn, Z.: *Effect of Corrosive Environment on the Fatigue Crack Initiation and Propagation Behavior of Al 5454-H32*. In *Journal of Material Engineering and Performance*, **1996**, S. 78-83.
- [Kai03] Kainer, K. U.: *Metallische Verbundwerkstoffe*. Wiley-VCH, Weinheim [u.a.], **2003**.
- [Kai06] Kainer, K. U.: *Metal Matrix Composites*. Wiley, **2006**.
- [Kal92] Kallas, M. N. et al.: *Interfacial stress state present in a "thin-slice" fibre push-out test*. In *Journal of Materials Science*, **1992**, 27; S. 3821–3826.
- [Kar05] Karcagi, R.; Lukás, J.: *Fatigue Crack Growth Tests on Carbon Fibre Reinforced Aluminium Matrix Composites*. In *Materials Science Forum*, **2005**; S. 111–116.
- [Kel65a] Kelly, A.; Tyson, W. R.: *Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum*. In *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **1965a**, 13; S. 329–350.
- [Kel65b] Kelly, A.; Davies, G. J.: *THE PRINCIPLES OF THE FIBRE REINFORCEMENT OF METALS*. In *Metallurgical Reviews*, **1965b**, 10; S. 1–77.
- [Kel70] Kelly, A.: *Interface Effects and the Work of Fracture of a Fibrous Composite*. In *Proceedings of the Royal Society of London A*:

- Mathematical, Physical and Engineering Sciences, **1970**, 319; S. 95–116.
- [Keß01a] Keßler, O.: *Precipitation Hardening of Aluminum Alloys - Part 2. In The Heat Treatment Market*, **2001a**; S. 5–8.
- [Keß01b] Keßler, O.: *Precipitation Hardening of Aluminum Alloys - Part 1. In The Heat Treatment Market*, **2001b**; S. 329–350.
- [Kie08] Kientzl, I.; Németh, Á.; Dobránsky, J.: *Influence of the infiltration pressure on the properties of MMC wires. In Mechanical Engineering*, **2008**; S. 15–18.
- [Kla04] Klaus, A.; Schomäcker, M.; Kleiner, M.: *First Advances in the Manufacture of Composite Extrusions for Lightweight Constructions. In Light Metal Age*, **2004**; S. 12–21.
- [Kle04a] Kleiner, M. et al.: *Manufacture of Extruded and Continuously Reinforced Aluminum Profiles for Ultra-Lightweight Constructions. In Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2004**; S. 431–439.
- [Kle04b] Kleiner, M. et al.: *Herstellung verbundverstärkter Aluminiumprofile für ultraleichte Tragwerke durch Strangpressen. In Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2004**, 35; S. 375.
- [Klo08] Kloppenborg, T. et al.: *Prototype Manufacturing of Extruded Aluminium Aircraft Stringer Profiles with Continuous Reinforcement. In Advanced Materials Research*, **2008**; S. 167–174.
- [Klo12] Kloppenborg, T.: *Analyse- und Optimierungsmethoden für das Verbundstrangpressen. Dissertation, Dortmund*, **2012**.
- [Klo13] Kloppenborg, T. et al.: *Simulation der Längspressnahtlage beim Strangpressen. In: Aluminium 4/2013*, **2013**.
- [Kom93] Komai, K.; Minoshima, K.; Ryoson, H.: *Tensile and fatigue fracture behavior and water-environment effects in a SiC-whisker/7075-aluminum composite. In Composites Science and Technology*, **1993**, 46; S. 59–66.

- [LeC90] LeClaire, A. D.; Neumann, G.: *Diffusion in Solid Metals and Alloys*: Landolt-Börnstein - Group III Condensed Matter, Vol. 26., DOI: 10.1007/b37801, **1990**
- [Lev78] Levi, C. G.; Abbaschian, G. J.; Mehrabian, R.: *Interface interactions during fabrication of aluminum alloy-alumina fiber composites*. In *Metallurgical Transactions A*, **1978**, 9; S. 697-711.
- [Lil94] Lilholt, H.: *Strengthening and its Mechanics*. In (Ochiai, S. Hrsg.): *Mechanical properties of metallic composites*. Dekker, New York [u.a.], **1994**; S. 389–471.
- [Lim93] Lim, C. Y.; Shercliff, H. R.: *Quench sensitivity of aluminium alloy 6082*. Technical Report. In Cambridge University Department of Engineering, **1993**.
- [Man06] Mandal, D.; Dutta, B. K.; Panigrahi, S. C.: *Microstructure and mechanical properties of Al-2Mg alloy base short steel fiber reinforced composites prepared by vortex method*. In *Journal of Materials Science*, **2006**, 41; S. 4764–4770.
- [Man07] Mandal, D.; Dutta, B. K.; Panigrahi, S. C.: *Influence of coating on short steel fiber reinforcements on corrosion behaviour of aluminium base short steel fiber reinforced composites*. In *Journal of Materials Science*, **2007**, 42; S. 2796–2801.
- [Mar84] Marshall, D. B.: *An Indentation Method for Measuring Matrix-Fiber Frictional Stresses in Ceramic Composites*. In *Communications of the American Ceramic Society*, **1984**; S. 259–260.
- [Mar91] Maruyama, B.; Barrera, V.; Rabenberg, L.: *Characterization and Modification of Composite Interfaces*. In *Metal matrix composites*, **1991**; S. 181–216.
- [Mar98] Martens, A.: *Handbuch der Materialkunde für den Maschinenbau*. Springer, **1998**.
- [Mat07] Matsunaga, T. et al.: *Fabrication of continuous carbon fiber-reinforced aluminum–magnesium alloy composite wires using*

- ultrasonic infiltration method. In Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007, 38; S. 1902–1911.*
- [McL92] McLeod, A. D.; Gabryel, C. M.: *Kinetics of the growth of spinel, MgAl₂O₄, on alumina particulate in aluminum alloys containing magnesium. In Metallurgical Transactions A, 1992, 23; S. 1279–1283.*
- [Mer08a] Merzkirch M. et al.: *Mechanical Properties of Hybrid Composite Extrusions of an Aluminum-Alumina Wire Reinforced Aluminium Alloy. In Proceedings of Materials Science & Technology Conference and Exhibition (MS&T'08), 2008; S. 2552–2562.*
- [Mer08b] Merzkirch, M. et al.: *Documentation of the Corrosion of Composite-Extruded Aluminium Matrix Extrusions using the Push-Out Test. In Advanced Materials Research, 2008, 43; S. 17–22.*
- [Mer09] Merzkirch, M.; Weidenmann, K. A.; Schulze, V.: *Werkstoffsysteme für verstärkte Leichtbauprofile. In Fortschr. Ber. VDI Reihe 2, 2009; S. 45–64.*
- [Mer11a] Merzkirch, M.; Weidenmann, K. A.; Schulze, V.: *Werkstoffkundliche Charakterisierung verbundstrangepresseter Leichtmetallmatrix-Verbundwerkstoffe. In Fortschr. Ber. VDI Reihe 2, 2011; S. 49–72.*
- [Mer11b] Merzkirch, M.; Weidenmann, K. A.; Schulze, V.: *Investigations on the Cyclic Crack Growth Behaviour of Spring Steel Wire Reinforced EN AW-6082. In Proceedings, TMS 2011, February 27 - March 3, San Diego, California, 2011; S. 2011.*
- [Mer11c] Merzkirch, M. et al.: *Charakterisierung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens unidirektional drahtverstärkter Aluminium- und Magnesiummatrixverbunde unter Zug- und Druckbeanspruchung. In Tagungsband zum 18. Symposium Verunbdwerkstoffe und Werkstoffverbunde in Chemnitz, 2011; S. 103–108.*

- [Mer12] Merzkirch, M.: *Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, fedherstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082*. Dissertation, Karlsruhe, **2012**.
- [Mer14a] Merzkirch, M. et al.: *Cyclic deformation and damage behaviour of the spring steel wire reinforced aluminum alloy EN AW-6082*. In *Journal of Materials Science*, **2014**; S. 2187–2203.
- [Mer14b] Merzkirch, M. et al.: *Tensile behaviour of spring steel wire reinforced EN AW-6082*. In *Journal of Composite Materials*, **2014**; S. 1–14.
- [Met74] Metcalfe, A.G. Hrsg.: *Interfaces in metal matrix composites*. Acad.Pr., New York [u.a.], **1974**.
- [Mil69] Mileiko, S. T.: *The Tensile Strength and Ductility of Continuous Fibre Composites*. In *Journal of Materials Science*, **1969**; S. 974–977.
- [Min98] Minoshima; Nagashima; Komai: *CORROSION FATIGUE FRACTURE BEHAVIOUR OF A SiC WHISKER–ALUMINIUM MATRIX COMPOSITE UNDER COMBINED TENSION–TORSION LOADING*. In *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **1998**, 21; S. 1435–1446.
- [Mos01] Moser, B. et al.: *Nextel™ 610 alumina fibre reinforced aluminum*. influence of matrix and process on flow stress. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **2001**, 32; S. 1067–1075.
- [Mos03] Moser, B. et al.: *Transmitted light microscopy of a fibre reinforced metal*. In *Journal of Microscopy*, **2003**; S. 8–12.
- [Muk97] Mukherjee, S.; Ananth, C. R.; Chandra, N.: *Evaluation of fracture toughness of MMC interfaces using thin-slice push-out tests*. In *Scripta Materialia*, **1997**, 36; S. 1333–1338.

- [Mül01] Müller, K.: *Strangpressen von Halbzeugen aus metallischen Verbundwerkstoffen*. In Strangpressen. Bauser, M. Sauer, G. Siegert, K. (Hrsg.). 2. Auflage, **2001**.
- [Nao07] Naoi, D.; Kajihara, M.: *Growth behavior of Fe₂Al₅ during reactive diffusion between Fe and Al at solid-state temperatures*. In Materials Science and Engineering: A, **2007**, 459; S. 375–382.
- [Nas12] Nass, C.: *Untersuchungen zur Geometrieabhängigkeit der mittels Push-Out-Test gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit*. Bachelorarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2012**.
- [Noc00] Nocke, K. et al.: *Environment-sensitive fracture of aluminium alloy 6013*. In Materials and Corrosion, **2000**.
- [Nor14] Normenausschuss Materialprüfung (NMP) im DIN: *Conversion of hardness values*, **2014**.
- [Och80] Ochiai, S.; Murakami, Y.: *The stability of tensile deformation of single ductile fibre-ductile matrix composites with weak interfaces*. In Journal of Materials Science, **1980**; S. 1798–1803.
- [Och93] Ochiai, S.: *Mechanical properties of metallic composites*. Marcel Dekker, Inc., New York, **1993**.
- [Och94] Ochiai, S. Hrsg.: *Mechanical properties of metallic composites*. Dekker, New York [u.a.], **1994**.
- [Ohl09] Ohl, A. et al.: *Präparation von Dünnschliffen aus langfaserverstärkten Verbundwerkstoffen mit Polymer- oder Aluminiummatrices zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit mittels Push-Out Test*. In Prakt. Met. Sonderband, **2009**, S. 99-104.
- [Ohs78] Ohsawa, T. et al.: *Temperature dependence of critical fiber length for glass fiber-reinforced thermosetting resins*. In Journal of Applied Polymer Science, **1978**, 22; S. 3203–3212.

- [Oka06] Okabe, T. et al.: *Effect of matrix hardening on the tensile strength of alumina fiber-reinforced aluminum matrix composites*. In *Acta materialia*, **2006**, 54; S. 2557–2566.
- [Osa72] Osakada, K.; Limb, M.; Mellor, P. B.: *Hydrostatic extrusion of composite rods with hard cores*. In *International Journal of Mechanical Science*, **1972**; S. 291–307.
- [Ost07] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Springer, Heidelberg [u.a.], **2007**.
- [Pat74] Pattnaik, A.; Lawley, A.: *Effect of Elevated Temperature Exposure on the Structure, Stability and Mechanical Behavior of Aluminum-Stainless Steel Composites*. In *Metallurgical Transactions*, **1974**; S. 111–122.
- [Pel00] Pelleg, J.; Ashkenazi, D.; Ganor, M.: *The influence of a third element on the interface reactions in metal-matrix composites (MMC): Al-graphite system*. In *Materials Science and Engineering*, **2000**; S. 239–247.
- [Pet06] Petit, J.; Sarrazin-Baudoux, C.: *An overview on the influence of the atmosphere environment on ultra-high-cycle fatigue and ultra-slow fatigue crack propagation*. In *International Journal of Fatigue*, **2006**; S. 1471–1478.
- [Pet94] Petzow, G.: *Metallographisches Keramographisches Plastographisches Ätzen*. In *Materialkundlich-technische Reihe*, **1994**.
- [Pie08] Pietzka, D.; Schikorra, M.; Tekkaya A. E.: *Embedding of Alumina Reinforcing Elements in the Composite Extrusion Process*. In *Advanced Materials Research*, **2008**; S. 9–16.
- [Pie09] Pietzka, D.; Tekkaya A. E.: *Verbundstrangpressen*. In *Fortschr. Ber. VDI Reihe 2*, **2009**, S.27-47.
- [Pie11] Pietzka, D.; Tekkaya A. E.: *Herstellung von Verbundprofilen durch Strangpressen*. In *Fortschr. Ber. VDI Reihe 2*, **2011**; S. 27–48.

- [Pie13] Pietzka, D. et al.: *Composite extrusion of thin aluminium profiles with high reinforcing volume*. In Key Engineering Materials Vols. 554-557, **2013**; S. 801–808.
- [Pie14] Pietzka, D.: *Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunde*. Dissertation, Dortmund, **2014**.
- [Pou12] Pournaderi, S.; Mahdavi, S.; Akhlaghi, F.: *Fabrication of Al/Al₂O₃ composites by in-situ powder metallurgy (IPM)*. In Powder Technology, **2012**, 229; S. 276–284.
- [Rag02] Raghavan, V.: *Al-Fe-Si (Aluminium-Iron-Silicon)*. In Journal of Phase Equilibria, **2002**, 23; S. 362–366.
- [Rag03] Raghavan, V.: *Al-Cr-Fe (Aluminium-Chromium-Iron)*. In Journal of Phase Equilibria, **2003**, 24; S. 257–258.
- [Rah08] Rahm, J.: *Beitrag zur Herstellung langfaserverstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe durch Anwendung der Prepreg-technik*. Dissertation am Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe, Chemnitz, **2008**.
- [Ram97] Ramamurty, U. et al.: *Strength variability in alumina fiber-reinforced aluminum matrix composites*. In Acta materialia, **1997**, 45; S. 4603–4613.
- [Rau77] Rau G.: *Metallische Verbundwerkstoffe*. Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft, Karlsruhe, **1977**.
- [Ree13] Reeb, A.; Gottschalk M.; Weidenmann, K.A.: *Rissausbreitungsverhalten von federstahldrahtverstärktem EN AW-6082 unter mechanisch-korrosiver Beanspruchung*. In Tagungsband zum 19. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde in Karlsruhe, **2013**; S.76-82.
- [Ree14] Reeb, A. et al.: *Characterization of Unreinforced and Steel Wire Reinforced Magnesium Alloy AZ31 under Mechanical-corrosive Loading*. In Procedia CIRP, **2014**; S. 114–119.

- [Ree15] Reeb, A. et al.: *Characterization of a hybrid Al₂O₃-aluminium matrix composite manufactured via composite extrusion*. In *Journal of Composite Materials*, Vol.50 (8), **2016**, S.1099-1108.
- [Ree16] Reeb, A. et al.: *Heat treatment during composite extruded spring steel wire reinforced EN AW-6082*. In *Journal of Materials Processing Technology*, **2016**, 229; S. 1–8.
- [Reu29] Reuss, A.: *Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle*. In *ZAMM - Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, **1929**, 9; S. 49–58.
- [Rev11] Revie, W. R.: *Uhlig's Corrosion Handbook*. Wiley, New York [u.a.], **2011**.
- [Rhy94] Rhyne, E. et al.: *Thin-slice Fiber Pushout And Specimen Bending In Metallic Matrix Composite Tests*. In *Scr. Metall. Mater*, **1994**, S.417-420
- [Rin12] Rino, J. J.; Chandramohan, D.; Jebin, V. D.: *Research review on corrosion behaviour of metal matrix composites*. In *International Journal of Current Research*, **2012**, 4; S. 179–186.
- [Rit99] Ritchie, R. O.: *Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids*. In *International Journal of Fracture*, **1999**; S. 55–83.
- [Rös08] Rösler, J.; Bäker, M.; Harders, H. Hrsg.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, **2008**.
- [Ros12] Rossoll, A.; Moser, B.; Mortensen, A.: *Tensile strength of axially loaded unidirectional Nextel 610 reinforced aluminium: A case study in local load sharing between randomly distributed fibres*. In *Composites Part A*, **2012**; S. 129–137.
- [Rös12] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Springer Vieweg, **2012**.

- [Sae70] Saeger, K. E.: *Faserverstärkte Verbundstoffe mit Aluminium-Matrix*. In *Aluminium*, **1970**; S. 681–686.
- [San09] Sangghaleh, A.; Halali, M.: *Effect of magnesium addition on the wetting of alumina by aluminium*. In *Applied Surface Science*, **2009**, 255; S. 8202–8206.
- [Sau95] Sauthoff, G.: *Intermetallics*. WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim [u.a.], **1995**.
- [Sch07] Schomäcker, M.; Schikorra, M.; Kleiner, M.: *4 years of research on composite extrusion for continuous reinforcement of aluminium profiles*. In *Conference: Aluminium Two Thousand, Florence*, **2007**.
- [Sch08] Schikorra, M.; Erman Tekkaya, A.; Kleiner, M.: *Experimental investigation of embedding high strength reinforcements in extrusion profiles*. In *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, **2008**, 57; S. 313–316.
- [Sch09] Schlabach, V.: *Untersuchungen zum Korrosionsverhalten Federstahldraht verstärkter Leichtmetallmatrixlegierungen*. *Studienarbeit am iwk I, Universität Karlsruhe*, **2009**.
- [Sch12] Schwane, M. et al.: *Numerical approach for the evaluation of seam welding criteria in extrusion processes*. In *Proceedings of ESAFORM 2012, Key Engineering Materials Vols. 504-506*, **2012**; S. 517–522.
- [Sch14] Schimetzki, M.: *Charakterisierung eines Al₂O₃-verstärkten Aluminiummatrixverbundwerkstoffes*. Bachelorarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2014**.
- [SCH70] SCHOENE, C.; SCALA, E.: *Multiple Necking Phenomena in Metal Composites*. In *Metallurgical Transactions*, **1970**.
- [Sch79] Schijve, J.: *Four lectures on fatigue crack growth: II. Fatigue cracks, plasticity effects and crack closure*. In *Engineering Fracture Mechanics*, **1979**, 11; S. 182–196.

- [Sen14] Sennewald, C. et al.: *Metal Sandwiches and Metal-Matrix-Composites Based on 3D Woven Wire Structures for Hybrid Lightweight Construction*. In *Advanced Engineering Materials*, **2014**, 16; S. 1234–1242.
- [Sha04] Shao, N. et al.: *Effect of La on the wettability of Al₂O₃ by molten aluminum*. In *Materials Letters*, **2004**, 58; S. 2041–2044.
- [She94] Sheng Li, D.; Wisnom, M. R.: *Finite element micromechanical modelling of unidirectional fibre-reinforced metal-matrix composites*. In *Composites Science and Technology*, **1994**, 51; S. 545–563.
- [Shi02] Shigeaki Kobayashi; Takao Yakou: *Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminium by diffusion-treatment*. In *Materials Science and Engineering*, **2002**; S. 44–53.
- [Shi11] Shi, J. et al.: *Microstructure of diamond/aluminum composites fabricated by pressureless metal infiltration*. In *Composites Part B: Engineering*, **2011**, 42; S. 1346–1349.
- [Shi66] Shibata, K.; Morozumi, S.; Kosa, K. In *The Jpn.Inst.Met.*, **1966**, 30; S. 382.
- [Sho75] Shorshorov, M. K. et al.: *Investigation of the failure in tension of an aluminum alloy reinforced with steel wire*. In *Strength Mater.*, **1975**; S. 961–965.
- [Spr11] Springer, H. et al.: *On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminium alloys*. In *Acta materialia*, **2011**, 59; S. 1586–1600.
- [Stö88] Stöckel D.: *Metallische Verbundwerkstoffe*. In *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **1988**; S. 261–271.
- [Sur03] Surappa, M. K.: *Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities*. In *Sadhana*, **2003**, 28; S. 319–334.

- [Sur86] Suresh, S.; Shih, C. F.: *Plastic near-tip fields for branched cracks*. In International Journal of Fracture, **1986**; S. 237–259.
- [Thy13] ThyssenKrupp Nirosta GmbH: *Chemische Beständigkeit der Nirosta-Stähle*, **2013**.
- [Til76] Tillmann, L.: *Der Einfluss von Faser/Matrix-Reaktionen auf die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Faserverbundwerkstoffen*. Dissertation, Stuttgart, **1976**.
- [Tim14] Timmermann, K.: *Zur Schädigungsentwicklung bei der Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen mit definierten Randschichtzuständen*, Dissertation Universität Kassel, **2014**.
- [Tiw87] Tiwari, S. N.; Tiwari, A. N.; Gopinathan, V.: *High temperature interfacial studies in aluminium-stainless steel composites*. In Journal of Materials Science, **1987**, 22; S. 2680–2684.
- [Tri98] Tripathi, D.; Jones, F. R.: *Single fibre fragmentation test for assessing adhesion in fibre reinforced composites*. In Journal of Materials Science, **1998**, 33; S. 1-16.
- [Tün11] Tünte, S.: *Charakterisierung der unverstärkten und federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082 in den Wärmebehandlungszuständen T4 und T6 nach Luft – und Wasserabkühlung*. Bachelorarbeit am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK), Karlsruhe, **2011**.
- [Tur92] Turnbull, A.: *Review of corrosion studies on aluminium metal matrix composites*. In British Corrosion Journal, **1992**, 27; S. 27–35.
- [Ven70] Venett, M.; Stanley, M.; Albert, P.: *Multiple Necking of Tungsten Fibres in a Brass-Tungsten Composite*. In Metallurgical and Materials Transactions B, **1970**; S. 1569–1575.
- [Ven93] Venkateswara Rao, K. J.; Siu, S. C.; Ritchie, R. O.: *Failure mechanisms in SiC-fiber reinforced 6061 aluminum alloy composites*

- under monotonic and cyclic loading. In Metallurgical and Materials Transactions A, 1993; S. 721–734.*
- [Via02] Viala, J. C. et al.: *Interface chemistry in aluminium alloy castings reinforced with iron base inserts. In Composites Part A, 2002, 33; S. 1417–1420.*
- [Vog86a] Vogelsang, M., Aresenault R. J.; Fisher R. M.: *An In Situ HVEM Study of Dislocation Generation at Al/SiC Interfaces in Metal Matrix Composites. In Metallurgical and Materials Transactions A, 1986; S. 379–389.*
- [Vog86b] Vogelsang, M.; Arsenault, R. J.; Fisher, R. M.: *An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites. In Metallurgical Transactions A, 1986, 17; S. 379-389.*
- [Voi89] Voigt, W.: *Ueber die Beziehung zwischen den beiden Elasticitätsconstanten isotroper Körper. In Annalen der Physik, 1989; S. 573–587.*
- [Wal94] Walls, D. P.; Zok, F. W.: *Interfacial fatigue in a fiber reinforced metal matrix composite. In Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42; S. 2675–2681.*
- [Wan10] Wang, H. et al.: *In situ fabrication and microstructure of Al₂O₃ particles reinforced aluminum matrix composites. In Materials Science and Engineering: A, 2010, 527; S. 2881–2885.*
- [War06] Warmuzek, M. et al.: *The study of the distribution of the transition metals and Si during primary precipitation of the intermetallic phases in Al–Mn–Si alloys. In Achievements in Mechanical & Materials Engineering, 2006, 175; S. 421–426.*
- [Wei05a] Weidenmann, K. A. et al.: *Composite extrusion of aluminium matrix specimens reinforced with continuous ceramic fibres. In Light Metal Age, 2005, 63; S. 6–10.*

- [Wei05b] Weidenmann, K. A. et al.: *Analyse der Mikrostruktur und des Eigenspannungszustandes seilverstärkter Aluminiumstrangpressprofile*. In *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2005**, 36; S. 307–312.
- [Wei05c] Weidenmann, K. A. et al.: *Composite Extrusion of Aluminum Matrix Specimens Reinforced with Continuous Ceramic Fibers*. In *Light Metal Age*, **2005**; S. 6–15.
- [Wei05d] Weidenmann, K. A. et al.: *Materials Selection Process for Compound-Extruded Aluminium Matrix Composites*. In *Advanced Engineering Materials*, **2005**, 7; S. 1150–1155.
- [Wei06a] Weidenmann, K. A.: *Werkstoffsysteme für verbundstranggepresste Aluminiummatrixverbunde*. Dissertation, Karlsruhe, **2006**.
- [Wei06b] Weidenmann, K. A. et al.: *Mechanical Properties of compound-extruded aluminium-matrix profiles under quasi-static loading conditions*. In *Advanced Materials Research*, **2006**, 10; S. 23–34.
- [Wei06c] Weidenmann, K. A.: *Werkstoffsysteme für verbundstranggepresste Aluminiummatrixverbunde*, Karlsruhe, **2006**.
- [Wei07a] Weidenmann, K. A.; Fleck, C.; Schulze, V.: *Werkstoffsysteme für verstärkte Leichtbauprofile*. In *Fortschr. Ber. VDI Reihe 2*, **2007**.
- [Wei07b] Weidenmann, K. A. et al.: *Mechanical properties of rope-reinforced aluminium extrusions under quasistatic loading conditions*. In *International Journal of Materials Research*, **2007**; S. 39–46.
- [Wei12a] Weidenmann, K. A.: *Verbundstrangpressen mit modifizierten Kammerwerkzeugen: Werkstofftechnik, Fertigungstechnik, Simulation*. KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, **2012**.
- [Wei12b] Weißbach, W.: *Korrosionsbeanspruchung und Korrosionsschutz*. In (Weißbach, W. Hrsg.): *Werkstoffkunde*. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, **2012**; S. 323–338.

- [Wie08] Wielage, B. et al.: *Herstellung, Mikrostruktur und Korrosionsverhalten der konventionellen und ultrafeinkörnigen Legierung EN AW-6082*. In *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **2008**, 39; S. 951–953.
- [Wis89] Wisnom, M. R.: *Modelling fibre-matrix interface failure in unidirectional metal matrix composites*. In Presented at 2nd International ABAQUS Users Conference, Stresa, **1989**.
- [Yos95] Yoshiaki Shimizu; Toshiyasu Nishimura; Iwao Matsushima: *Corrosion resistance of Al-based metal matrix composites*. In *Materials Science and Engineering*, **1995**; S. 113–118.
- [Yu94] Yu, S.-Y.; Ishii, H.; Tohgo, K.: *CORROSION FATIGUE OF SiC WHISKER OR SiC PARTICULATE REINFORCED 6061 ALUMINUM ALLOY*. In *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **1994**, 17; S. 571–578.
- [Yua08] Yuan, M. N.; Yang, Y. Q.; Luo, H. J.: *Evaluation of interfacial properties in SiC fiber reinforced titanium matrix composites using an improved finite element model*. In *Materials Characterization*, **2008**; S. 1684–1689.
- [Yue95] Yue, C. Y.; Looi, H. C.; Quek, M. Y.: *Assessment of fibre-matrix adhesion and interfacial properties using the pull-out test*. In *International Journal of Adhesion & Adhesives*, **1995**, 15; S. 73–80.
- [Yue96] Yue, C. Y.; Loh, N. L.; Lee, L. L.: *Effect of physical and geometrical factors on interfacial debonding in the fibre push-out test: A new strength-based model*. In *Journal of Materials Science*, **1996**; S. 3271–3280.
- [Yue98] Yue, C. Y.; Lee, L. L.; Sano, H. J.: *Experimental push out testing and analysis of fibre reinforced composites: applicability and test considerations*. In *Materials Science and Technology*, **1998**, 14; S. 987–1000.

- [Zha03] Zhang, W. et al.: *Tensile and fatigue response of alumina-fiber-reinforced aluminum matrix composite*. In *Materials Science and Engineering: A*, **2003**, 341; S. 9–17.
- [Zir11] Zirn, D.: *Untersuchungen zum zyklischen Rissausbreitungsverhalten von unverstärktem und federstahldrahtverstärktem AZ31 mittels der Schallemissionsanalyse*. Studienarbeit, Karlsruhe, **2011**.
- [Zwe68] Zweben, C.: *Tensile Failure of Fiber Composites*. In *AIAA Journal*, **1968**; 6, S. 2325–2331.