

Untersuchung der Kontaktentwicklung und des Umformverhaltens von thermoplastischen CFK-Metall-Hybriden

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Dr.-Ing.

eingereicht an der

Mathematisch-Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Augsburg

von

Marco Korkisch

Augsburg, September 2022



Erstgutachter: Prof. Dr. Markus Sause

Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Kay Weidenmann

Tag der mündlichen Prüfung: 10.11.2022

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Motivation	1
2	Stand der Technik	4
2.1	Hybride Werkstoffe aus faserverstärktem Kunststoff und Metall	4
2.2	Faser-Metall-Lamine	5
2.2.1	Entwicklung	6
2.2.2	Vor- und Nachteile	7
2.2.3	Herstellung und Verarbeitung	9
2.2.4	Formen von Halbzeugen	13
2.3	Kontaktentwicklung	16
2.3.1	Definition der Kontaktentwicklung	16
2.3.2	Kontaktentwicklung bei thermoplastischen faserverstärkten Kunststoffen	17
2.3.3	Kontaktentwicklung bei Hybriden aus thermoplastischem faserverstärktem Kunststoff und Metall	21
2.3.4	Bestimmung des „Degree of intimate contact“	23
2.4	Umformung	24
2.4.1	Methoden der Formung und Umformung	24
2.4.2	Thermoformen von thermoplastischen faserverstärkten Kunststoffen	25
2.4.3	Umformung von Metallblechen	27
2.5	Verwendete Analysemethoden	33
2.5.1	Ultraschallmikroskopie	33
2.5.2	Optische Oberflächencharakterisierung	36
2.5.3	Digitale Bildkorrelation	37
2.5.4	Schallemissionsanalyse	39
2.5.5	Röntgen-Computertomografie	39
3	Material und Probenpräparation	41
3.1	Proben Kontaktentwicklung	41
3.2	Proben Thermoforming	46
3.3	Proben Nakajima-Versuch	47
4	Versuche und Auswertung	49
4.1	Versuchsaufbauten und Messreihen	49
4.1.1	Konsolidierungsversuche zur Untersuchung der Kontaktentwicklung bei Faser-Metall-Laminaten	49

4.1.2	Thermoformingversuche an carbonfaserverstärktem Polyamid-6	59
4.1.3	Nakajima-Versuche zur Untersuchung der Umformbarkeit von Faser-Metall-Laminaten	64
4.2	Auswertungsmethoden	75
4.2.1	Bestimmung der Konsolidierungszeit	75
4.2.2	Bestimmung des „Degree of intimate contact“	77
4.2.3	Analyse der Oberflächenstrukturen	79
4.2.4	Qualitative und quantitative Bewertung der Umformqualität	82
4.2.5	Synchronisation und Analyse der zeitabhängigen Überwachungsdaten beim Nakajima-Versuch	90
4.2.6	Lokale Zusammenführung und Analyse der CT- und DIC-Daten beim Nakajima-Versuch	92
4.2.7	Auswertung der Grenzformänderungskurven	100
5	Ergebnisse	102
5.1	Kontaktentwicklung	102
5.1.1	Oberflächenstrukturen der verschiedenen Fügepartner	102
5.1.2	Ergebnisse der thermischen Verifizierung des Aufbaus	113
5.1.3	Bestimmung der Zieltemperatur	117
5.1.4	Einfluss von Prozessparametern auf den D_{ic}	118
5.1.5	Adaptierte Auswertung des D_{ic}	121
5.2	Thermoforming	122
5.2.1	Quantitative Ergebnisse für den großen Werkzeugradius	123
5.2.2	Quantitative Ergebnisse für den kleinen Werkzeugradius	127
5.2.3	Vergleich der Ergebnisse der Werkzeuge mit großem und kleinem Radius	128
5.2.4	Qualitative Merkmale mit Einfluss auf die Umformqualität	129
5.3	Nakajima-Versuch	133
5.3.1	Verifizierung des Systems zur Schallemissionsüberwachung	133
5.3.2	Thermische Verifizierung des Aufbaus	136
5.3.3	Ergebnisse aus Daten der einzelnen Überwachungssysteme	141
5.3.4	Kombination von Ergebnissen verschiedener Systeme	152
6	Diskussion	160
6.1	Kontaktentwicklung	160
6.2	Thermoforming	163
6.3	Nakajima-Versuch	167
7	Zusammenfassung und Ausblick	173
	Literaturverzeichnis	176
	Danksagung	188

1 Einleitung und Motivation

Schon geschichtlich stand vor der Verwendung von Materialverbindungen oder hybriden Materialien immer der Einsatz von einzelnen Werkstoffen. Das Ziel einer Hybridisierung ist im Allgemeinen die Verbesserung des Materialverhaltens oder der Eigenschaften des Werkstoffs, indem der Verbund die Vorteile eines Materials nutzen und gleichzeitig die Nachteile des anderen Materials kompensieren kann. Ein Beispiel dafür ist die Entwicklung von faserverstärkten Kunststoffen (FVK) [1]: Verstärkungsfasern wie Glasfasern oder Carbonfasern haben die grundlegende positive Eigenschaft von hoher spezifischer Steifigkeit und Festigkeit unter Zugbelastung, können aber als reine Fasern Druck- und Schubbelastung nicht standhalten. Reine Kunststoffe dagegen besitzen in allen Belastungssituationen durchschnittliche Kennwerte, können den Fasern in einem Verbund jedoch den nötigen Halt geben und die Last auf diese übertragen, wodurch ein solcher Faserverbund in jeglicher Hinsicht ein verbessertes Verhalten gegenüber dem reinen Kunststoff zeigt. Zudem können durch das Einbringen von stark spröden Fasern wie Carbonfasern auch Verbunde aus Kunststoffen mit eher duktilem Verhalten, wie die meisten Thermoplaste, ein sprödes Versagensverhalten zeigen. Jedoch bringt ein Verbund auch seine Herausforderungen mit sich. So muss beispielsweise die Interaktion von Faser und Matrix an deren Grenzfläche entsprechend ausgelegt sein, um von den Vorteilen des Verbundes profitieren zu können. Gerade in Branchen, in denen Gewicht von großer Relevanz ist, wie die Luft- und Raumfahrt oder in den vergangenen Jahren auch zunehmend die Automobilindustrie, profitieren Verbundmaterialien bzw. hybride Werkstoffe [2]. Der Grund liegt im Potenzial der Gewichtseinsparung, die durch die höheren spezifischen Materialkennwerte möglich wird. So können zum einen Bauteile aus Kunststoff durch die Verwendung eines Faserverbunds mit deutlich geringerem Materialeinsatz konzipiert werden, zum anderen sind Bauteile beim Wechsel von Metall zu einem Faserverbund durch die geringere Dichte und mindestens vergleichbare mechanische Kennwerte leichter als zuvor.

Doch nicht nur das Gewicht kann in diesen Anwendungsfeldern eine Motivation sein, um von einem monolithischen zu einem hybriden Werkstoff überzugehen. Auch ein besseres Langzeitverhalten kann durch längere Einsatzzeiten, geringere Wartungs- und Reparaturkosten und eine höhere Sicherheit von Vorteil sein. Genau aus diesem Grund kommen beim Bau von Flugzeugteilen seit vielen Jahrzehnten vermehrt Faserverbundwerkstoffe

oder hybride Werkstoffe in Form von Faser-Metall-Laminaten (FML) zum Einsatz. Durch das mehrschichtige System und den positiven Einfluss der Verstärkungsfasern in Bezug auf Risswachstum zeigen FML im Vergleich zu monolithischem Aluminium ein besseres Ermüdungsverhalten. Gerade das ist in der Luftfahrt mit starker zyklischer Beanspruchung der Bauteile von großer Bedeutung. [3]

Ein großes Hindernis beim Einsatz von Faserverbundwerkstoffen oder hybriden Bauteilen aus Metall und Faserverbund sind meist die hohen Kosten im Vergleich zu Bauteilen aus reinem Kunststoff oder Metall. Neben den vergleichsweise hohen Kosten für die Herstellung von Carbonfasern ist vor allem der erhöhte Aufwand in der Produktion der treibende Faktor für den hohen Preis. Das liegt an dem immer noch hohen Personalaufwand und der oft großen Menge an Handarbeit, die bei der Herstellung notwendig ist [4, 5]. Ein Fokus in der Forschung an diesen Werkstoffen liegt deshalb im Bereich der automatisierten Fertigung von Halbzeugen und ganzen Bauteilen. Die primären Fragestellungen dabei sind zum einen, wie hybride Halbzeuge automatisiert gefertigt und gefügt werden können, zum anderen aber auch wie diese Halbzeuge in einem automatisierten Prozess in die Form des finalen Bauteils gebracht werden können. An der Universität Augsburg wurden diese Fragestellungen in den beiden Projekten MAI CC4 HybCar [6] und MAI CC4 Hybrid [7, 8] adressiert, in deren Rahmen auch die Arbeit von Thum [9] und diese Arbeit entstanden. Der Fokus des Projektes MAI CC4 Hybrid war es, ein neuartiges Hybridlaminat auf Basis von Aluminium und carbonfaserverstärktem Polyamid-6 zu entwickeln, welches für eine automatisierte und zuverlässige Serienproduktion geeignet ist. Im Projekt MAI CC4 Hybcar hingegen lag der Fokus auf der Entwicklung eines Prozesses, in dem ein gesamtes Bauteil in möglichst wenigen für die Serienfertigung geeigneten Schritten hergestellt werden soll. Dabei wurde auf prozessfähige Abläufe für die Oberflächenbehandlung des Metallpartners und die Funktionalisierung des thermoplastischen Tapes geachtet. Aufgrund des Fokus auf die Automatisierung des Prozesses geschieht die Platzierung der verstärkenden CFK-Tapes in einem automatisierten Tapelege-Prozess und die endgültige Formung des Bauteils im gleichen Schritt mit der Konsolidierung in einer Presse.

Diese fertigungs- bzw. prozesstechnischen Herausforderungen werfen folglich auch material- bzw. ingenieurwissenschaftliche Fragen auf, von denen mehrere in dieser Arbeit behandelt werden sollen. Die zwei übergeordneten wissenschaftlichen Fragen daraus sind:

- Wie bildet sich der Kontakt zwischen thermoplastischem CFK und Metalloberfläche beim Fügen im Szenario eines Heißpress-Prozesses und welchen Einfluss haben Material- bzw. Prozessparameter?
- In welcher Form und bis zu welchem Grad lassen sich thermoplastische Faser-Metall-Lamine umformen und wie lassen sich die Ergebnisse eines solchen Umformprozesses überwachen und in-situ sowie ex-situ bewerten?

Die erste Fragestellung ist vor allem dadurch motiviert, dass gerade für automatisierte Prozesse eine Kenntnis über den Ablauf des Konsolidierungsvorgangs bzw. der Kontaktentwicklung zwischen Metall und CFK von großer Bedeutung ist. In der heutigen digitalisierten Zeit werden neue Prozesse immer seltener rein auf Basis empirischer Daten und Erfahrungen ausgelegt, sondern häufig anhand von Ergebnissen aus prozesstechnischen und multiphysikalischen Simulationen. Um solche Simulationen realitätsnah durchführen zu können, sind die reinen Materialkennwerte als Eingabe oft nicht ausreichend und es werden Informationen über dynamische Abläufe und den Einfluss von Prozessparametern benötigt. An diesem Punkt setzt diese Arbeit an und soll klären, wie die Kontaktentwicklung zeitlich abläuft und inwiefern Parameter wie die Oberflächenbehandlung des Metalls oder Pressdruck diese Dynamik beeinflussen. Diese Daten können für Prozesse wie das Tapelegen oder andere Konsolidierungsprozesse relevant sein, um Prozessparameter auf das vorhandene Material zu optimieren.

Die Motivation für die zweite Fragestellung liegt in der Herausforderung der automatisierten Verarbeitung von thermoplastischen Faser-Metall-Laminaten. Das Szenario, dass auch komplexere Bauteile aus universellen Halbzeugen in Form von thermoplastischen FML geformt werden können, wirkt gegenüber der aufwendigen Herstellung von spezifischen Bauteilen in der finalen Form durchaus vorteilhaft. Da die Entwicklungen in der Forschung an thermoplastischen FML aber bei weitem nicht so weit zurückreicht wie die an duromeren Systemen, bestehen hierbei noch einige offene wissenschaftliche Fragestellungen. Ziel in dieser Arbeit soll es sein, den Fokus darauf zu legen, wie der mögliche Umformgrad für FML bestimmt werden kann und wie die Ergebnisse sowohl während des Prozesses als auch am fertigen Bauteil überprüft werden kann.

Insgesamt soll diese Arbeit nicht die finalen Antworten auf die genannten Forschungsfragen liefern, sondern Methoden aufzeigen, anhand derer diese Antworten gefunden werden können. Es werden die Entwicklung dieser Methoden sowie deren Möglichkeiten und Grenzen vorgestellt.

Die Arbeit beginnt mit einem Überblick über den Stand der Forschung und Technik (Kapitel 2) mit Fokus auf Faser-Metall-Lamine, Untersuchungen zur Kontaktentwicklung und Umformverfahren. Anschließend werden verwendete Materialien sowie Probenotypen und deren Herstellung vorgestellt (Kapitel 3). Den Kern der Arbeit bildet die Vorstellung der durchgeführten Versuche und Auswertungen (Kapitel 4) sowie der Ergebnisse (Kapitel 5). Dabei sind die Kapitel in drei Teile strukturiert: Der erste Teil befasst sich mit dem Thema der Kontaktentwicklung, der zweite mit Untersuchungen zur Umformung von thermoplastischen CFK-Halbzeugen, die als Einstieg in die dritte Thematik der Untersuchung des Umformverhaltens von Metall-CFK-Hybriden dienen sollen. Abgeschlossen wird die Arbeit mit einer Diskussion der Ergebnisse (Kapitel 6) und einer Zusammenfassung mit Ausblick (Kapitel 7).

2 Stand der Technik

2.1 Hybride Werkstoffe aus faserverstärktem Kunststoff und Metall

Obwohl faserverstärkte Kunststoffe (FVK) in vielen ihrer Eigenschaften deutliche Vorteile gegenüber monolithischen Metallen bieten, ist in einigen Anwendungsgebieten die Hürde Metall durch reine FVK zu ersetzen, sehr hoch. FVK zeigen je nach Lagenaufbau ein sehr spezielles Versagensverhalten, das vor allem in der Einschätzung der Ermüdung von zyklisch beanspruchten Bauteilen Schwierigkeiten bereiten kann [3]. Aluminium und Stahl als die gängigsten metallischen Materialien, die z. B. in der Luft- und Raumfahrt oder der Automobilbranche eingesetzt werden, zeigen durchgängig gute spezifische mechanische Eigenschaften. Zudem existieren durch die lange Historie und die Vielzahl der Einsatzgebiete eine große Menge an erprobten und gut erforschten Methoden zur Bearbeitung, Umformung und zum Fügen von Bauteilen. Auch ist das Materialverhalten gut erforscht und durch den Einsatz von Legierungen kann für jeden Einsatz das passende Material ausgewählt werden. Die größten Nachteile von Metallen sind ihre gegenüber Kunststoffen vergleichsweise hohe Dichte und die Anfälligkeit für Korrosion und Ermüdung bei zyklischer Beanspruchung. Jedoch existieren viele Szenarien, in denen das Verhalten und/oder die Verarbeitung von metallischen Werkstoffen bevorzugt wird. Ein gutes Beispiel hierfür sind kritische tragende Teile einer Flugzeughülle. Lange Zeit wurden diese vor allem aus Metall, meist Aluminium, gefertigt und somit bestand eine große Erfahrung in der Fertigung der Teile, deren Verbindung (z. B. Nieten) und auch Langzeitverhalten, welches gerade durch die stark zyklischen Belastungen Ermüdung zeigen kann. Somit ist die Hürde, ganze Teile aus FVK zu fertigen, um Gewicht einzusparen, sehr groß, da sich sowohl Fertigung als auch das Fügen und das Langzeitverhalten massiv ändern. Deshalb ist speziell in solchen Fällen eine Gewichtsreduktion vor allem durch eine Kombination aus Metall und FVK möglich [10].

Dabei existieren zwei grundlegende Möglichkeiten die beiden Materialklassen zu kombinieren: extrinsische und intrinsische Hybride. Bei extrinsischen Hybriden werden beide Teile aus Metall und FVK getrennt gefertigt und anschließend zusammengefügt. Dies geschieht

beispielsweise durch Kleben, Schrauben oder Nieten [10, 11]. Im Gegensatz dazu erfolgt die Verbindung der beiden Teile bei intrinsischen Hybriden im gleichen Schritt mit dem Formen des Bauteils. Das Fügen kann dabei in Ergänzung zur stoffschlüssigen Verbindung durch Form- oder Kraftschluss unterstützt werden [10, 12].

Eine weitere Unterscheidung dieser Hybride lässt sich durch die Wahl des Matrixmaterials treffen. Durch die Verwendung von Duromeren muss die Form des Bauteils beim Fügen eines Verbunds final festgelegt werden. Mit Thermoplasten ist es hingegen möglich, zunächst Halbzeuge, wie Faser-Metall-Laminate, herzustellen und diese später entsprechend der Anwendung in Form zu bringen. Auch in Bezug auf die Recyclingfähigkeit kann die Wahl des Matrixmaterials eine Rolle spielen, da es dazu in einem ersten Schritt notwendig ist, die beiden Materialklassen Metall und FVK zu trennen, um diese den jeweiligen Kreisläufen zuführen zu können. Dabei kann ein thermoplastisches System von Vorteil sein, da es durch Aufschmelzen des Polymers möglich ist, die Schichten wieder zu trennen.

Eine spezielle Form von Faserverbund-Metall-Hybriden sind die sogenannten Faser-Metall-Laminate (engl. fiber metal laminates FML). Der Ansatz hinter FML ist die Kombination dünner alternierender Schichten von FVK und Metallblechen, die anstelle von dickeren monolithischen Blechen verwendet werden können [13]. Da sich die Untersuchungen in dieser Arbeit vorrangig auf Hybride in Form von Faser-Metall-Laminaten beziehen, werden diese im nächsten Teil genauer erläutert.

2.2 Faser-Metall-Laminate

Faser-Metall-Laminate (FML) entstehen durch das alternierende Schichten von dünnen Metallblechen (ca. 0,3 mm bis 0,5 mm) mit faserverstärkten Kunststofflagen [14]. Die Anzahl und Dicke der Lagen, die verwendeten Materialien für Metallblech, Fasern und Matrixpolymer sowie die Orientierung der Fasern können an den spezifischen Anwendungsfall angepasst werden. Weil FML vorrangig im Leichtbau eingesetzt werden, sind Aluminium und darauf basierende Legierungen die am häufigsten eingesetzte Metalle, jedoch kommen in speziellen Anwendungen auch FML auf Basis von Titan oder Magnesium zum Einsatz [13]. Als Fasern werden in der Regel Aramid-, Glas- oder Carbonfasern verwendet [13, 14], wobei für die Kombination aus Carbonfasern und Aluminium aufgrund von galvanischer Kontaktkorrosion besonderer Fokus auf eine Isolation der Fasern von der Metallschicht gelegt werden muss [9, 15, 16]. Als Matrixmaterial wurden für lange Zeit duromere Polymere, wie beispielsweise Epoxid, bevorzugt eingesetzt. In den letzten Jahrzehnten gab es jedoch vor allem in der Forschung eine vermehrte Verwendung von Thermoplasten als Matrixmaterial für FML, welche auch als TFML (thermoplastic fiber metal laminate) bezeichnet werden. Dadurch ergeben sich Vorteile, wie unter anderem schnellere Prozesszeiten durch das Wegfallen des Aushärtvorgangs, je nach Polymer geringere Kosten, ein duktileres Materialverhalten und auch die verbesserte Recyclingfähigkeit. Allerdings sind die meis-

ten Thermoplasten chemisch deutlich schlechter mit Metalloberflächen kompatibel, sodass ein Mehraufwand beim Fügen betrieben werden muss, um eine akzeptable Festigkeit der Grenzfläche zu erreichen. [13, 17, 18]

2.2.1 Entwicklung

Die frühe Entwicklung in Richtung der Faser-Metall-Laminaten ist vor allem dem Umstand zu schulden, dass Ermüdungsrisse in Aluminiumstrukturen von Flugzeugen ein großes Problem darstellten. Ein prominentes Beispiel sind die Unglücke des Flugzeugtyps „Comet I“ des britischen Herstellers de Havilland in den 1950er Jahren. Allein im Jahr 1954 verunglückten zwei Flugzeuge dieses Typs unter sehr ähnlichen Umständen. Da das Konzept der Bruchmechanik zu dieser Zeit noch nicht standardmäßig zur Auslegung von Strukturen gehörte, konnten erst in nachfolgenden Untersuchungen Ermüdungsrisse als Ursache für die Unglücke identifiziert werden [19]. Daraufhin wurde die Firma de Havilland die erste, die dünnere Metallbleche zu Laminaten verklebte, wodurch sich die Ausbreitung von Ermüdungsrisen deutlich verlangsamt und somit das Langzeitverhalten von Bauteilen verbessert werden konnte [20, 21]. Parallel dazu wurde, beginnend in den 1970er Jahren, die Kombination von Faserverbunden und Metallen erforscht, allerdings zunächst nur in Form von extrinsischen Hybriden. So wurden beispielsweise Rohre oder Träger lokal mit aufgeklebten Verbunden verstärkt. Ziel war hier zum einen, eine Gewichtsreduktion zu erreichen, jedoch ohne ein komplett neues und teils unbekanntes Material einzusetzen, zum anderen aber auch die hohen Kosten von komplett aus Faserverbundwerkstoffen gefertigten Bauteilen zu vermeiden [22]. Als Kombination aus diesen Bewegungen wurde 1981 eine neue Materialkombination von Forschern der Technischen Universität Delft zum Patent angemeldet. Das Patent umfasst sehr allgemein die Herstellung von Laminaten aus Metallblechen und faserverstärkten Zwischenschichten [23]. Das konkrete Forschungsergebnis, das kurz danach auch kommerziell in mehreren Varianten vertrieben wurde, ist eine Kombination aus Aluminiumblech und mit Aramidfasern verstärktem Epoxid. Als Name für das neuartige Material wurde ARALL (Aramid Reinforced ALuminium Laminates) gewählt [24]. Es wurde speziell so konzipiert, dass es einen ausgewogenen Kompromiss zwischen der Neigung zu Delamination und der Bruchdehnung der Fasern darstellt. Das ist notwendig, um dem Wachstum von Rissen möglichst gut zu widerstehen. [20]

In der detaillierten Erforschung dieses Materials stellten sich allerdings relativ bald Probleme durch den Einsatz von Fasern aus Aramid heraus. Es zeigte sich, dass die Anhaftung zwischen der Faser und der Matrix aus Epoxid nicht ausreichend gut war und mit dem Fakt, dass Aramidfasern unter Druckbelastung deutlich leichter versagen als unter Zug, zeigten sich auch beim ARALL-Material Probleme bei zyklischer Belastung. Als Lösung sollte eine andere Faserart verwendet werden. Somit boten sich Glas- oder Carbonfasern an. Aufgrund der Problematik der galvanischen Korrosion in der Verbindung von Carbonfaser

und Aluminium fiel die Entscheidung auf Glasfasern. Die neue Generation an FML wurde 1987 in den USA zum Patent angemeldet [25] und erhielt den Namen GLARE (GLASS REinforced laminate). [21, 26]

Eine vorhersehbare Weiterentwicklung ist die Verwendung von Carbonfasern zum Material CARAL (CARbon REinforced Aluminium Laminates). Durch die Carbonfasern können so sehr hohe Steifigkeiten und Festigkeiten erreicht werden, weshalb sich das Material in Verbindung mit seiner hohen Schlagzähigkeit unter anderem gut für die Raumfahrt eignet. Probleme können sich jedoch bei vorhandenen Rissen durch die geringe Bruchdehnung der Faser und der schon zuvor beschriebenen möglichen galvanischen Korrosion ergeben. [13, 27]

In der heutigen Zeit finden FML in einer Vielzahl von Varianten ein breites Anwendungsfeld. Die Forschung findet immer weitere Kombinationen, die weitere Vorteile mit sich bringen. Dabei werden vor allem neue Methoden entwickelt, die die Anhaftung von Polymer und Metall verbessern und beim Einsatz von Carbonfasern die Korrosion verhindern sollen. Eine Möglichkeit dafür ist die kombinierte Verwendung von Glas- und Carbonfaser, wobei die Glasfaserschicht als Isolation zwischen Aluminium und Carbonfasern dient. Die neuen Entwicklungen schaffen es auch, die Nachteile von thermoplastischen Matrixmaterialien zu kompensieren, sodass thermoplastische FML durch ihre zuvor beschriebenen Vorteile immer häufiger zum Einsatz kommen. [9, 18, 28, 29]

2.2.2 Vor- und Nachteile

Zunächst ist festzuhalten, dass Faser-Metall-Laminate nicht einfach als Kombination von Metall und Faserverbund betrachtet werden können. Zwar können die beiden Grundmaterialien in ihrer Kombination Schwächen des anderen ausgleichen und so Vorteile generieren, jedoch zeigen viele Untersuchungen, dass das Materialverhalten eines FML deutlich komplexer ist [30]. Die zwei größten Vorteile von FML sind in der Motivation ihrer Entwicklung und deren Geschichte begründet: Für den Einsatz in der Luftfahrt ist sowohl Gewichtseinsparung als ein gutes Langzeitverhalten von hoher Priorität. Am Beispiel von GLARE, das typischerweise mit 2024 Aluminium gefertigt wird, zeigt sich, dass die Dichte der verschiedenen Varianten mit Werten zwischen $2,38 \text{ g/cm}^3$ und $2,52 \text{ g/cm}^3$ [31] nur bei etwa 90 % der Dichte des reinen 2024 Aluminium mit $2,80 \text{ g/cm}^3$ [32] liegt. Im Vergleich dazu liegt ARALL mit $2,30 \text{ g/cm}^3$ [30] etwas niedriger und CARALL mit Werten zwischen $2,35 \text{ g/cm}^3$ und $2,68 \text{ g/cm}^3$ [33] ähnlich zu GLARE. Die Gewichtseinsparung gegenüber dem reinen Aluminium ist dabei auf die geringere Dichte der FVK zurückzuführen, so hat reines CFK eine Dichte von etwa $1,55 \text{ g/cm}^3$ und GFK $1,92 \text{ g/cm}^3$ [33].

Da FML vor allem mit dem Ziel entwickelt wurden, das Auftreten bzw. das Ausbreiten von Ermüdungsrissen zu minimieren, wurden gerade diese Eigenschaften bereits zu Beginn der Entwicklung dieser Materialien intensiv untersucht. Sowohl einfache Ermüdungstests als

auch realitätsnahe Simulationen der zyklischen Belastung im Einsatz zeigten, dass FML gegenüber monolithischem Aluminium eine deutlich längere Lebensdauer erreichen. Dies ist vor allem auf den Einfluss der Verstärkungsfasern zurückzuführen, die das Risswachstum hemmen. In Kombination von geringerer Dichte und besserem Ermüdungsverhalten lassen sich somit leichtere und langlebigere Strukturen fertigen. [30]

Vor allem beim Einsatz von FML in der Luftfahrt ist auch die Schlagfestigkeit des Materials von Bedeutung. So kann es im Betrieb zum Einschlag von Eis, Trümmern oder Vögeln auf kritische Bauteile kommen [34]. Damit dies nicht zu einem fatalen Versagen des Bauteils führt, muss das Material in der Lage sein, die Energie zu absorbieren. Bei klassischen Bauteilen aus Metall geschieht das meist durch plastische Deformation. Gerade reine Bauteile aus Faserverbundwerkstoffen haben hier aber oft Schwächen, weil sie sich spröde verhalten. Zusätzlich sind solche Schäden in Metallen durch die plastische Verformung direkt sichtbar, während bei FVK eher interne Schäden wie Delaminationen entstehen, die im Bauteil nur schwer zu identifizieren sind [30]. Wie in [34] gezeigt, kann GLARE bei gleicher oder sogar geringerer Dicke mehr Energie absorbieren als das monolithische Aluminium. Die Kombination aus dem duktilen Aluminium und der Faserverstärkung kann somit sogar eine höhere Schlagfestigkeit erzielen, indem Energie zusätzlich zur plastischen Deformation, beispielsweise durch Faserrisse, absorbiert wird. Durch die plastische Verformung der Aluminiumschicht ist der Schaden zudem gut sichtbar und auch interne Risse können über klassische Methoden wie Wirbelstromprüfung oder Ultraschall detektiert werden. [13, 30, 34]

Neben ihrem Materialverhalten zeigen FML noch weitere Vorteile. So kann Feuchtigkeit sowohl für Metalle als auch Polymere problematisch sein, da sie bei Metallen die Korrosion begünstigt und viele Polymere durch Wasseraufnahme eine Verschlechterung ihrer mechanischen Kennwerte erfahren. Durch den geschichteten Aufbau von FML werden die Polymerschichten durch das Metall von potenzieller Feuchtigkeit geschützt, außerdem wird auch das Metall durch das Polymer geschützt. So kann theoretisch Korrosion an der äußeren Metallschicht auftreten, ist dann aber bei Inspektionen sichtbar und kann innere Schichten nicht angreifen [13, 30, 35]. Weiter bieten FML gegenüber reinem Aluminium eine bessere Brandbeständigkeit, der verhältnismäßig spröde FVK wird durch die metallische Außenschicht vor Beschädigung geschützt, zudem wirken FML durch die Materialkombination schalldämpfend. [13, 30]

Obwohl viele Vorteile von FML gegenüber reinen Metallen oder FVK existieren, muss auch auf die Nachteile eines solchen hybriden Systems eingegangen werden. Wie bei den meisten anderen Hybriden ist auch für FML die „Delta-Alpha-Problematik“ relevant, also der Unterschied im thermischen Ausdehnungskoeffizienten beim Fügen unterschiedlicher Materialien. Für duromere FML mag die Problematik je nach Temperatur bei der Aushärtung nicht zu extrem sein, jedoch können vor allem für thermoplastische FML erhebliche thermische Spannungen durch die hohe Differenz zwischen Schmelz- und Einsatztemperatur

im Material verbleiben. Besonders drastisch ist es bei der Verwendung von Carbonfasern, da diese einen Ausdehnungskoeffizienten nahe oder sogar leicht unter null besitzen. Gerade wenn Metall, Polymer und Faser unterschiedliches thermisches Verhalten zeigen, muss sehr auf die Auslegung und Produktion der FML geachtet werden, um vorzeitiges Versagen eines Bauteils aufgrund interner Spannungen zu vermeiden. [30, 36–38]

Zuletzt soll auch die Thematik der Recyclingfähigkeit thematisiert werden, denn eine vermehrte Verbindung von Materialien bzw. Hybridisierung in Bauteilen führt zunächst nicht zu einer Verbesserung der Recyclingfähigkeit. Auch wenn die meisten in FML verwendeten Metalle gut wieder dem Kreislauf zugeführt werden können, sind Faserverbundwerkstoffe schon in ihrer reinen Form nicht einfach zu recyceln. Oft wird dabei Pyrolyse angewandt, wodurch meist nur die Fasern wieder verwendet werden können, wenn auch nur als Kurz- oder Langfasern [39]. Bei FML kommt der zusätzliche Schritt der Trennung der Schichten hinzu, wobei die Forschung auch hier an Lösungen arbeitet, um einen möglichst großen Anteil der Ursprungsmaterialien wiederverwenden zu können und möglichst wenig davon der thermischen Verwertung zuführen zu müssen. [40, 41]

2.2.3 Herstellung und Verarbeitung

Für die Herstellung von Faser-Metall-Laminaten als Platten bzw. Halbzeuge kommen ähnliche Prozesse wie bei der Herstellung von Platten und Halbzeugen aus Faserverbundwerkstoffen zum Einsatz, sowohl für duromere als auch für thermoplastische Systeme [42, 43]. Somit sind bei der Verwendung von duromeren Polymeren vor allem das Vakuum- oder das Autoklavverfahren gängig, meist unter Verwendung von Prepregs, wodurch sich vor allem in Hinblick auf mögliche Prozessautomatisierung Vorteile ergeben. Für Thermoplaste eignet sich speziell das Heißpressverfahren. Auch die Anwendung von Infusionsprozessen wie das RTM-Verfahren (engl. Resin Transfer Moulding) werden vermehrt erforscht, jedoch ist dafür ein gutes Fließverhalten des Polymers notwendig, was Thermoplaste aufgrund ihrer hohen Schmelzviskosität im Vergleich zu nicht gehärteten Duromeren meist ausschließt. Da aber die Polymerlagen bzw. der FVK in diesem Fall nicht nur miteinander, sondern auch mit den Metallblechen konsolidiert werden müssen, kommen weitere Schritte in der Vor- und Nachbereitung hinzu. Einer der wichtigsten Schritte dabei ist die Vorbehandlung der Metalloberfläche, vor allem aus folgenden möglichen Gründen:

1. Reinigen der Oberfläche (vor allem Entfetten)
2. Vergrößern der physischen Oberfläche durch Aufrauen oder Herstellen einer definierten Mikrostruktur
3. Entfernung einer inkompatiblen oder schwachen Oberflächenschicht (beispielsweise eine Oxidschicht bei Aluminium)

4. Optimierung der Oberflächenenergie zur besseren Benetzung durch das Polymer
5. Verbesserung der Scherfestigkeit der Grenzfläche
6. Maximierung der molekularen Interaktion zwischen Metall und Polymer

Die dazu verwendeten Methoden lassen sich in folgende Gruppen aufteilen [13]:

Mechanische Bearbeitung Das Ziel einer mechanischen Bearbeitung der Oberfläche ist zum einen die Reinigung der Oberfläche, zum anderen aber auch eine Strukturierung der Oberfläche. Eine Möglichkeit ist das Strahlen der Oberfläche mit verschiedenen Medien. Gängige Verfahren sind das Sandstrahlen [44], das Korundstrahlen [45] oder das Trockeneisstrahlen [46]. Je nach Strahlmedium können somit verschiedene Oberflächen erzielt werden und die Oberfläche kann entweder nur gereinigt oder auch strukturiert werden. Für die Integration dieses Bearbeitungsschrittes bieten sich insbesondere Varianten des Vakuum-Saugstrahlens an, da das Strahlmedium dabei im Gerät verbleibt und zudem eine lokale Behandlung der Oberfläche möglich ist [47, 48]. Auch klassischere Varianten, wie das Anschleifen oder Bürsten der Oberfläche sind mögliche Varianten der mechanischen Oberflächenbehandlung [49]. Eine weitere Methode, die sich vor allem für die Strukturierung der Oberfläche eignet, ist die Oberflächenbehandlung mittels Laser. Damit können entweder definierte Strukturen wie Löcher oder Hinterschnitte auf der Oberfläche geschaffen werden, die zu einer mechanischen Verzahnung von Metall und Polymer führen [50], oder die Oberfläche allgemein so aufbereitet werden, dass sie bestimmte Eigenschaften aufweist, wie beispielsweise eine definierte Mikrostruktur oder das Abtragen von schwachen Oberflächenschichten [51, 52]. Im Allgemeinen werden also durch eine mechanische Bearbeitung der Oberfläche deren Eigenschaften optimiert, jedoch ohne Veränderung der chemischen Eigenschaften.

Chemische Behandlung Im Gegensatz zur mechanischen Behandlung der Oberfläche werden bei der chemischen Behandlung speziell deren chemische Eigenschaften verändert. Daraus können unter anderem eine verbesserte Benetzbarkeit, Ergänzung von chemischen Gruppen und eine veränderte Oberflächentopografie resultieren [53]. Ziel ist dabei immer eine Erhöhung der Oberflächenenergie des Metallpartners, sei es durch eine Erhöhung der Rauheit, durch Bilden einer stabilen Oxidschicht bei Aluminium oder durch Funktionalisieren der Oberfläche mit entsprechenden Molekülen. Ein Problem ist vor allem bei Aluminium die natürliche Oxidschicht, die zum einen durch andere Elemente kontaminiert sein kann und zum anderen dünn und schwach ausgeprägt ist. Das Entfernen dieser schwachen Oxidschicht kann chemisch beispielsweise durch Ätzen mit Chrom- und Schwefelsäure geschehen, wodurch zusätzlich auch die Oberflächenrauheit erhöht wird [54, 55]. Ein weiteres Beispiel ist

die Anwendung einer Plasma-Behandlung der Oberfläche, womit beispielsweise durch das Ergänzen von reaktiven Molekülen wie Silizium, Wasserstoff oder Kohlenstoff auf einer Stahloberfläche die Anhaftung an thermoplastische Polymere verbessert werden kann [53].

Elektrochemische Behandlung Die elektrochemische Behandlung bezieht sich auf den Anodisierungsvorgang und kommt somit bei FML vor allem bei Aluminium zum Einsatz. Das Ziel dieses Verfahrens ist, ähnlich wie bei manchen chemischen Behandlungen, der Aufbau einer stabilen Oxidschicht auf der Oberfläche, die durch ihre Struktur die Oberfläche vergrößert, das eigentliche Aluminium aber vor Korrosion und mechanischer Beschädigung schützt. Je nach verwendeten Prozessparametern wie benutztes Elektrolyt, Temperatur, Spannung und Dauer, können so die Eigenschaften der Oxidschicht genau kontrolliert und an die Anforderungen angepasst werden [13, 56]. Häufig verwendet werden die von Boeing entwickelte Phosphorsäure Anodisation (PAA) oder die schnellere Schwefelsäure Anodisation (SAA) [57].

Verwendung von Haftvermittlern Eine weitere sehr verbreitete Methode, um die Anhaftung von Polymer und Metall zu verbessern oder erst möglich zu machen, ist die Verwendung von Haftvermittlern, da speziell Thermoplaste chemisch nur wenig kompatibel mit Metalloberflächen sind [8, 58]. Das Ziel bei der Verwendung eines Haftvermittlers ist zwar primär die Verbesserung der Anhaftung, kann jedoch noch weitere Vorteile, wie bessere Benetzung und somit schnellere Konsolidierung bzw. Infiltration, bringen. Eine nicht leitfähige Zwischenschicht kann zusätzlich durch die physische Trennung des Metalls und der Carbonfasern auch als Korrosionsschutz dienen. Wird als Haftvermittler eine elastische Polymerschicht verwendet, kann diese die Toleranz gegenüber der thermischen Spannung verbessern.

Eine häufig verwendete Art der Haftvermittler sind Silane. Der Vorteil gegenüber früher vermehrt verwendeten Materialien wie Chromate ist vor allem die bessere Umweltverträglichkeit [59]. Zudem sind sie mit einer Vielzahl von Metallen kompatibel und können sowohl einzeln, aber auch in Kombination mit anderen Oberflächenbehandlungen verwendet werden [13]. Bei Aufbringung auf die Metalloberfläche bilden diese eine dünne Schicht, die sich über kovalente Bindungen mit dem Metall bzw. dessen Oxid verbindet und zusätzlich funktionale Gruppen bereitstellt, die chemische Verbindungen zum Polymer ermöglichen [60]. Außerdem bietet eine Silanschicht einen Schutz vor Korrosion, da diese als Sperre gegen Wasser und Sauerstoff fungiert [59].

Auch Sol-Gel-Beschichtungen haben die Möglichkeit, eine stabile Verbindung zwischen Metall und Polymer herzustellen. Wie in [61] beschrieben, bildet sich dabei ein anorganisches Polymernetzwerk, das wie auch die Silanbeschichtung kovalente Bindungen zum Metall sowie chemische Bindungen zum Polymer über funktionale

Gruppen herstellt. Dadurch hat diese Schicht neben einer verbesserten Anbindung der Fügepartner noch weitere Vorteile gegenüber einer reinen Metalloberfläche, z. B. eine bessere Widerstandsfähigkeit gegen Korrosion oder Abnutzung [13]. Zudem ist eine Sol-Gel-Beschichtung ebenfalls mit einer Vielzahl an Metallen kompatibel [62]. Neue Varianten von Haftvermittlern in Form von Beschichtungen aus Titandioxid und DLC (Diamond Like Carbon) wurden von Monden [60, 63, 64] für das Fügen von Stahl mit CFK auf Epoxidbasis untersucht. Dabei zeigten diese Verbindungen sehr gute Verbindungsfestigkeiten, eine gute Medienbeständigkeit sowie einen sehr wirkungsvollen Schutz vor galvanischer Korrosion, wodurch auch eine Kombination von Aluminium und CFK möglich gemacht werden könnte.

Gerade für thermoplastische FML bieten sich Haftvermittler an, die selbst auf thermoplastischen Polymeren basieren. Das ermöglicht zum einen ein einfaches Fügen von Metall und FVK, macht es zum anderen auch einfach, die Komponenten durch thermische Aktivierung wieder zu trennen oder durch Erhitzen über die Schmelztemperatur durch klassische Methoden der Blechumformung zu formen [65]. Das kann durch die Verwendung von Haftvermittlern in Form von Folien oder Beschichtungen der Metall- oder FVK-Oberfläche realisiert werden. Ein Beispiel dafür ist der auch in dieser Arbeit verwendete Haftvermittler Vestamelt der Firma Evonik [66].

Nach dem Fügen der Lamine sind meist weitere Schritte der Bearbeitung bis zum fertigen Bauteil notwendig. Das können unter anderem Schritte des Formens (siehe Kapitel 2.2.4), Zuschnitt oder das Bohren von Löchern sein. Von Vlot und Gunnink [22] werden drei primäre Punkte genannt, die bei der maschinellen Bearbeitung von FML eine Herausforderung darstellen:

- Die Abnutzung des Werkzeugs
- Delamination im FML
- Einbringung von Wärmeeinflusszonen um den bearbeiteten Bereich

Die Abnutzung des Werkzeugs bei der Bearbeitung ist vor allem bei glas- oder carbonfaserverstärkten Materialien aufgrund der harten und abrasiven Fasern ein Problem. Die für reines Aluminium gängigen Werkzeuge, beispielsweise aus High Speed Steel (HSS), sind aufgrund der schnellen Abnutzung nicht für die Bearbeitung dieser Materialien geeignet [22, 67]. Da beim Bohren von FML die Richtung der Bearbeitung senkrecht zu den geschichteten Lagen verläuft, können dabei Scher- und Schälbelastungen auftreten, die unter Umständen zu Delaminationen und somit zur Schädigung und Schwächung des Bauteils führen [22]. Die Parameter der Bearbeitung müssen somit sorgfältig gewählt werden. Neuartige Methoden der Kühlung, z. B. mit flüssigem Stickstoff, zeigten verbesserte Ergebnisse [68, 69]. Bei der mechanischen Bearbeitung von Materialien entsteht

stets Wärme, die speziell in FML schädigend wirken kann. In der direkten Umgebung der Bearbeitung können Wärmeeinflusszonen entstehen, die entweder die Struktur des Metalls verändern oder das meist thermisch empfindlichere Polymer schädigen. Gerade bei thermoplastischen FML ist auch eine thermische Aktivierung der Grenzschicht denkbar, die zu lokalen Delaminationen oder thermischen Spannungen führen kann. Hier kann entweder ein wirksames Kühlkonzept bei der Bearbeitung Schädigungen vermeiden, oder es können Prozesse verwendet werden, bei denen weniger Wärmeeintrag entsteht, z. B. das abrasive Wasserstrahlschneiden. [22, 70, 71]

All diese Schritte in der Bearbeitung sind notwendig, um die Lamine als Bauteile beispielsweise im Flugzeugbau einsetzen zu können. Die Teile müssen in Form gebracht und für das Verbinden der Bauteile vorbereitet werden. Da dies in der Luftfahrt meist durch Nieten oder teils durch Verschrauben oder Kleben geschieht, ist das Bohren von Löchern von großer Bedeutung. [72, 73]

2.2.4 Formen von Halbzeugen

Im Gegensatz zu Metallen mit relativ hohen Bruchdehnungen können FVK im kalten bzw. ausgehärteten Zustand meist nur sehr wenig umgeformt werden. Zudem werden bei einer Dehnung eines Verbundes die Fasern im Normalfall nur elastisch verformt, sodass es zu Rückfedereffekten kommt [74]. Deshalb können für FML die meisten Methoden der Blechumformung nicht direkt angewendet werden und es bedarf alternativer Konzepte. Allgemein lässt sich das Formen von FML in zwei grundsätzliche Kategorien einteilen:

- Formen des zuvor hergestellten Halbzeugs
- Formen des Werkstücks vor oder im Zuge des Fügens

Zu Beginn der Entwicklung von FML in den 1980er Jahren konnten zunächst nur Lamine in Form von ebenen Platten produziert werden. Der Hersteller war somit auf das Formen im Anschluss an das Fügen angewiesen. Der Grad der Umformung bzw. erreichbare Umformradien sind auf diese Art natürlicherweise begrenzt durch die Dehnbarkeit der verwendeten Fasern, des Matrixpolymers und der Elastizität der Anbindung zwischen Metall und FVK. Überschreiten die Dehnungen aufgrund der Umformung die Bruchdehnung eines dieser Materialien, so treten interne Schädigungen auf, die die Belastbarkeit des entstandenen Bauteils wesentlich beeinflussen können. Auch können durch ein solches Kaltumformen, wie es für reine Metallbleche üblich ist, signifikante Spannungen im Material verbleiben. Weitere Entwicklungen in der Herstellung der FML machten es bald möglich, große und komplexere Bauteile für Teile der Hülle von Flugzeugen durch Lay-Up-Verfahren, also das Laminieren der einzelnen Schichten in einer Form, zu fertigen. Das wiederum ist mit einem hohen Aufwand an Zeit und Personal verbunden, da alle Schichten vom Personal laminiert werden müssen und das gesamte Bauteil im Autoklav aushärten muss. [22, 74]

Da der Fokus in dieser Arbeit auf FML mit thermoplastischem FVK und auf automatisierbaren Produktionsprozessen liegt, wird auf Prozesse des Formens auf Basis des Laminierens in Formen nicht genauer eingegangen. Stattdessen werden im Folgenden Beispiele für Methoden des Umformens von FML nach aktuellem Stand der Technik beschrieben.

Biegen Zur Herstellung von Profilen, Trägern oder Holmen eignet sich die Methode des Biegens oder Abkantens, wie sie auch für Metallbleche verwendet wird. Dabei sind jedoch mehrere Faktoren zu berücksichtigen: Aufgrund der zuvor beschriebenen Problematik der geringen Bruchdehnung der Verstärkungsfasern können FML nur mittels solcher Prozesse umgeformt werden, wenn sie unidirektional entlang der Achse der Umformung verstärkt sind. In diesem Fall werden die Fasern nicht gedehnt und lediglich das Metall und das Matrixmaterial werden umgeformt. Das wiederum erfordert jedoch eine gewisse Duktilität bzw. plastische Verformbarkeit des Matrixpolymers. Auch die Dicke des Laminats spielt eine entscheidende Rolle, da bei der Umformung dünner Halbzeuge der FVK nahe an der neutralen Faser liegt und somit deutlich weniger beansprucht wird als das außen liegende Metallbleche. In jedem Fall muss auf den Biegeradius geachtet werden, da sich für kleine Radien im Vergleich zur Metallumformung neue Versagensmechanismen ergeben, wie das Versagen des FVK durch Zug- oder Druckbelastung oder Delamination von Schichten durch interlaminare Scherspannungen. [42, 74–76]

Kugelstrahlumformung und inkrementelle Blechumformung Bei diesen zwei Methoden wird durch Einbringung kleiner, lokaler, plastischer Verformungen auf einer Seite eines Halbzeugs eine makroskopische Verformung erreicht. Beim Kugelstrahlumformen wird diese lokale Deformation durch das Bestrahlen der Oberfläche mit kleinen Kugeln aus Stahl oder Keramik erreicht, während bei der inkrementellen Blechumformung ein rundes Werkzeug beispielsweise an einer CNC-Maschine gezielt Eindrücke auf der Oberfläche einbringt. Die Methoden haben ihren Ursprung in der Bearbeitung von Metallblechen, jedoch zeigte sich, dass sie auch an Kunststoffen, FVK oder FML eingesetzt werden können. Damit können vor allem Bauteile mit großen Radien und gleichmäßigen Formen hergestellt werden. Da durch die Beanspruchung beim Umformen Defekte im Laminat nicht ausgeschlossen werden können, wird für diese Methoden eine nachträgliche Untersuchung mittels zerstörungsfreier Prüfmethoden empfohlen. [42, 77, 78]

Laserstrahlumformung Dieses Verfahren nutzt einen ähnlichen Effekt wie die beiden zuvor beschriebenen Methoden: Die Einbringung vieler lokaler plastischer Verformungen führt zu einer makroskopischen Verformung des Bauteils. In diesem Fall wird das jedoch über das lokale Erhitzen der Oberfläche durch einen Laserstrahl realisiert. Die dadurch resultierenden thermischen Spannungen führen zu einer Verformung des

Bauteils. Auch diese Methode hat ihren Ursprung in der Metallverarbeitung, jedoch konnte einige Studien das Potenzial an FML zeigen. Der große Vorteil dieser Methode liegt an der kontaktfreien Bearbeitung und darin, dass ohne die Hilfe einer Pressform sehr flexibel und genau verschiedene Formen erreicht werden können. Somit ist diese Methode gerade für die Prototypenfertigung sehr attraktiv. [42, 79–81]

Formpressen Das Pressen eines Blechs mithilfe eines Stempels in eine Form ist eine der gängigsten Methoden für das Formen von Metallen. Da dabei meist dreidimensional umgeformt wird und auch Dehnungen in der Plattenebene auftreten, ist eine Anwendung bei FML im ausgehärteten Zustand bzw. bei niedrigen Temperaturen nicht realisierbar. Limitierend wirkt vor allem die geringe Dehnbarkeit der Verstärkungsfasern. Wie in [42] beschrieben, kommen Verfahren dieser Art deshalb hauptsächlich bei thermoplastischen FML und bei erhöhten Temperaturen zum Einsatz. Die Durchführung findet analog zum Formpressen von thermoplastischen FVK statt [82]. Dabei wird die Umformung entweder in einem beheizten Werkzeug durchgeführt, oder das Werkstück vor der Umformung erhitzt und dann im gleichen Schritt der Umformung wieder abgekühlt. Durch Erwärmung der FML über die Schmelztemperatur des Matrixmaterials wird der FVK formbar und Dehnungen in der Plattenebene führen nicht mehr zur Dehnung der Faser, da die Faser-Matrix-Interaktion im geschmolzenen Zustand nur noch sehr gering ist und die Fasern mit der Matrix fließen, oder die Matrix um die Fasern fließt.

Für die Durchführung des Formpressens von FML gibt es verschiedene Varianten, die sich meist in der Art der Pressform oder des Stempels unterscheiden. Die einfachste Variante besteht aus einer Positiv- und Negativform und einer optionalen Klemmung für das Halbzeug. Wie von Behrens in [83] gezeigt, kann so das Konsolidieren und Formen eines FML aus carbonfaserverstärktem Polyamid-6 und Stahlblechen in einem Schritt geschehen. Alternativ kann der Gegendruck anstatt durch die feste untere Pressform auch hydraulisch aufgebracht werden. Bei dieser Variante, auch Hydroformen genannt, wird die Probe auf einem Niederhalter montiert und von oben mit dem Stempel nach unten gedrückt. Von unten wird über ein hydraulisches System ein Gegendruck auf die Probe aufgebracht. Untersuchungen an FML zeigten, dass mit dieser Methode höhere Umformgrade erreicht werden können und spezifische Defekte des Umformens weniger auftreten [5, 84]. Eine weitere interessante Alternative ist das Konzept der elektromagnetischen Umformung [85]. Dabei entsteht mittels eines starken Strompulses durch eine Spule in der Nähe des Werkstücks ein gepulstes Magnetfeld. Dieses wiederum induziert im Metallblech Wirbelströme, die dann ein entgegengesetztes Magnetfeld zur Folge haben. Die dabei auftretende Lorentzkraft ist durch die hohe Feldstärke und den kurzen Puls so groß, dass das Werkstück umgeformt wird. Dazu kann beispielsweise eine Form verwendet werden,

in die das Werkstück hineingedrückt wird. Da die meisten FML mit gut leitenden Metallen wie Aluminium gefertigt werden, ist die Anwendung dieser Methode auch für FML anwendbar [86].

Für die vorgestellten Varianten des Formpressens wird immer Gegendruck auf die untere Seite der Probe aufgebracht, sei es mit einer physischen Form oder durch Hydraulik. Im Gegensatz zum Formpressen von Metallblechen fehlt beim Pressen mit offener Form bei FML der Gegendruck, der das Entstehen von Delaminationen oder Poren verhindert. Bei nicht vorkonsolidierten Laminaten ist dieser Faktor sogar essenziell und Studien, die FML mit offenen Formen umformen, zeigen vermehrt Delaminationen, die nach Einschätzung der Autoren durch eine geschlossene Form hätten verhindert werden können [87].

2.3 Kontaktentwicklung

2.3.1 Definition der Kontaktentwicklung und des „Degree of intimate contact“

Der Begriff des „Degree of intimate contact“ D_{ic} geht auf Untersuchungen und die modellhafte Beschreibung der Kontaktentwicklung zwischen thermoplastischen Tapelagen zurück. Definiert ist der D_{ic} als Anteil der Grenzfläche der Fügepartner, die physisch in Kontakt sind:

$$D_{ic} = \frac{\text{Fläche in physischem Kontakt}}{\text{Gesamtfläche der Verbindung}} \quad (2.1)$$

Bei der Untersuchung und Beschreibung des D_{ic} sind die Abhängigkeiten von Parametern der Konsolidierung von Interesse. Dazu zählen vor allem Zeit, Temperatur und Druck des Prozesses, aber auch die Oberflächenstruktur und Schmelzviskosität der Fügepartner. Bei der Kontaktentwicklung thermoplastischer Tapes müssen die Oberflächen der beiden Tapes so verformt werden, dass sie am Ende in vollständigem Kontakt sind. Somit beeinflusst die Art und Ausprägung der Oberflächenstruktur direkt die Konsolidierungszeit, da ausgeprägte Strukturen mehr verformt werden müssen. Dabei müssen aber auch die temperaturabhängige Schmelzviskosität des Matrixmaterials sowie der Pressdruck berücksichtigt werden. Für CFK-Metall-Hybride kann der D_{ic} ebenso Anwendung finden, jedoch unterscheidet sich der Prozess dadurch, dass sich hier mit dem Tape nur ein Fügepartner verformt. Zusätzlich spielt in diesem Fall auch die Oberflächenenergie des Metalls eine Rolle.

2.3.2 Kontaktentwicklung bei thermoplastischen faserverstärkten Kunststoffen

Modellhafte Beschreibung der Kontaktentwicklung

Für die Beschreibung der Kontaktentwicklung zwischen thermoplastischen Tapes existieren seit den 1980er-Jahren Modelle, die auf Basis der Prozessparameter und einer quantifizierten Beschreibung der Oberflächenstruktur die Dynamik der Kontaktentwicklung vorhersagen. Prägend sind hier die Arbeiten von Dara und Loos [88], Lee und Springer [89] und Yang und Pitchumani [90]. Einen Vergleich sowie Erweiterungen der verschiedenen Modelle finden sich unter anderem in [91–93]. Gemein ist allen Modellen dabei die Definition des D_{ic} sowie der Grundgedanke, dass sich die Oberflächen der Tapes entsprechend durch ein Fließen oder Pressen des Matrixmaterials verformen, um vollständigen Kontakt zu erreichen. Die Unterschiede liegen vor allem in der Beschreibung der Oberfläche (siehe Abbildung 2.1) und deren Quantifizierung. Deshalb wird im Folgenden kurz auf die wichtigsten Aussagen dieser Modelle eingegangen.

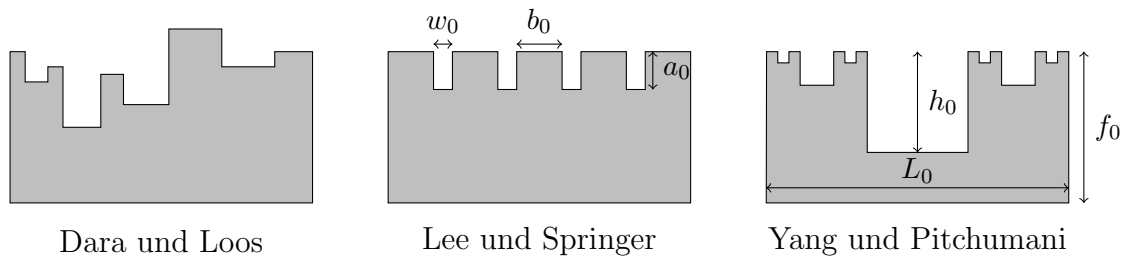


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Oberflächenmodelle für die Beschreibung der Kontaktentwicklung nach Dara und Loos [88], Lee und Springer [89] und Yang und Pitchumani [90] (nach [91]).

Modell nach Dara und Loos Die Arbeit von Dara und Loos [88] beschäftigt sich im Allgemeinen mit der Modellierung der Verarbeitung von thermoplastischen Faserverbundmaterialien. Ein Fokus dabei liegt auf der Autohäsion von Thermoplasten, also der langsamen Bildung von Bindungen zwischen Schichten des gleichen Polymers unter Druck und leicht erhöhter Temperatur (meist über der Glasübergangstemperatur) [94]. Da der physische Kontakt zwischen zwei Schichten für die Autohäsion notwendig ist, entwickelten Dara und Loos ein Modell, das die Abhängigkeit des Entstehens des physischen Kontakts (engl. intimate contact) in Abhängigkeit von Oberflächenstrukturen, Druck, Temperatur und Zeit beschreibt. Die Notwendigkeit der Untersuchung dieser Abhängigkeiten begründen sie damit, dass speziell thermoplastische Polymere eine deutlich höhere Viskosität aufweisen als ungehärtete duromere Harze. Für die Verarbeitung von Faserverbunden auf Basis thermoplastischer Polymere muss somit besonders auf die korrekten Prozessparameter geachtet werden, damit alle Bereiche vollständig in Kontakt sind, um sich verbinden zu können.

Das Modell von Dara und Loos beschreibt die Oberfläche als eine Kombination statistisch verteilter Rechtecke mit verschiedenen Höhen und Breiten (siehe Abbildung 2.1), die bei Bildung des Kontakts unter Druck viskos zerdrückt werden, bis beide Partner vollständig in Kontakt sind. Als Grund für diese Struktur nannten sie die Verteilung von verschiedenen großen imprägnierten Fasersträngen, die an der Oberfläche des Tapes eine unregelmäßige Struktur bedingen. Aufgrund der unidirektional verlaufenden Fasern kann die Beschreibung jedoch auf zwei Dimensionen quer zur Faserrichtung reduziert werden. Sie fanden zudem heraus, dass die Höhe der Rechtecke am besten über eine Weibull-Verteilung beschrieben werden kann. Mit dieser Beschreibung konnten gute Vorhersagen zur Kontaktentwicklung gemacht werden, jedoch ist der Aufwand der Analyse für die Bestimmung der Oberflächenparameter sehr hoch. Zudem beschränkt sich das Modell auf das viskose Zerdrücken der Oberfläche und eine Erweiterung auf ein Modell, das auch ein Fließen des Polymers beschreibt, ist schwierig. [91]

Modell nach Lee und Springer Aufgrund der beschriebenen Nachteile des Modells von Dara und Loos wurde die Beschreibung der Kontaktentwicklung von Lee und Springer erweitert [89]. Da sie sich in ihrer Arbeit auch mit der Imprägnierung der Fasern bzw. des trockenen Tapes beschäftigten, liegt es nahe, dass sie auch den Fluss des Faser-Matrix-Gemischs berücksichtigten. Zudem vereinfachten sie die Beschreibung der Oberflächenstrukturen, indem sie identische Rechtecke annehmen, die sich durch die drei initialen Parameter Höhe a_0 , Breite b_0 und Abstand w_0 beschreiben lassen (siehe Abbildung 2.1). Die Rechtecke werden unter Druck bei konstantem Volumen flacher und breiter, bis der Abstand zwischen den Erhebungen null wird und somit eine ebene Oberfläche entsteht. Unter Berücksichtigung des Pressdrucks P_{app} und der Viskosität des Faser-Matrix-Gemischs μ_{mf} folgern sie folgende zeitabhängige Formel für die Entwicklung des Degree of intimate contact D_{ic} :

$$D_{\text{ic}}(t) = \frac{1}{1 + \frac{w_0}{b_0}} \left[1 + \frac{5P_{\text{app}}}{\mu_{\text{mf}}} \left(1 + \frac{w_0}{b_0} \right) \left(\frac{a_0}{b_0} \right)^2 t \right]^{\frac{1}{5}} \quad (2.2)$$

Nachteile dieser Beschreibung ist vor allem die fehlende Berücksichtigung von zeitabhängigen Verläufen von Druck und Temperatur, insbesondere in Bezug auf die sich damit ändernde Viskosität. Außerdem ist die Modellierung der Oberflächenstruktur durch identische Rechtecke eine starke Vereinfachung gegenüber der Realität.

Modell nach Yang und Pitchumani Als Erweiterung der bisherigen Beschreibungen nutzten Yang und Pitchumani [90] ein fraktales Oberflächenmodell, in dem sie die Strukturen als Cantorset-Oberfläche abbildeten. Dadurch kann eine ursprünglich

aus identischen Rechtecken bestehende Struktur durch das Entfernen von immer kleineren Teilen dieser Rechtecke über mehrere Generationen als eine fraktale Oberfläche beschrieben werden. Wie in Abbildung 2.1 für die niedrigste Generation $n = 0$ dargestellt, wird jede Generation durch ihre Länge L_n , ihre Höhe f_n und die Tiefe des entfernten Teilstücks f_n beschrieben. Durch das Entfernen des Rechtecks in der Mitte eines Generationen-Elements entstehen wiederum zwei kleinere Rechtecke, die als nächste Generation demselben Vorgehen unterzogen werden. Somit steigt mit der Anzahl der Generationen die Zahl der Elemente exponentiell, entsprechend geht aber auch deren Breite und Höhe zurück. Bei der Kontaktentwicklung werden die kleinsten, höchsten Generationen so weit in die bestehende Struktur eingedrückt, bis deren Lücken geschlossen sind. Wird dies für alle Generationen wiederholt, so ist das Resultat wiederum vollständiger Kontakt. Dabei beschreiben Yang und Pitchuani die Kontaktentwicklung jeder einzelnen Generation n in einem individuellen Zeitintervall t_{n+1} bis t_n . Diese Beschreibung wiederum ist sehr ähnlich zu der von Lee und Springer (Formel 2.2):

$$D_{ic}^{(n)}(t) = \frac{1}{f^n} \left[\frac{5}{4} \left(\frac{h_0}{L_0} \right)^2 \frac{f^{\frac{2nD}{2-D}+n+4}}{(f+1)^2} \int_{t_{n+1}}^{t_n} \frac{P_{app}}{\mu} dt + 1 \right]^{\frac{1}{5}} \quad (2.3)$$

Erweiterung um Oberflächenspannung Die bisher vorgestellten Modelle beschränken sich bei der Berücksichtigung der Einflussfaktoren auf die Oberflächenstruktur, den Pressdruck und die Temperatur in Form der Schmelzviskosität. Speziell am Beispiel von Polyamid-6 (PA-6) schlug Guglhör [92] eine zusätzliche Betrachtung des Einflusses der Oberflächenspannung vor. Diese kann auf zwei Arten Einfluss auf die Kontaktentwicklung nehmen: Zum einen kann sich die Rauheit durch die Oberflächenspannung bereits beim Aufschmelzen des Polymers verringern, zum anderen kann der Kapillardruck zwischen den sich kontaktierenden Oberflächen zu einer höheren Fließgeschwindigkeit und somit einer schnelleren Kontaktentwicklung führen. In der erweiterten modellhaften Beschreibung der Fließgeschwindigkeit zeigt die Kapillarwirkung vor allem für vergleichsweise niedrige Pressdrücke einen großen Einfluss und dominiert die Kontaktentwicklung. Auch experimentell konnte in der Arbeit gezeigt werden, dass die Erweiterung der Beschreibung um die Oberflächenspannung für carbonfaserverstärktes PA-6 deutlich näher an den gemessenen Werten liegt, wohingegen das Modell nach Lee und Springer die Geschwindigkeit der Kontaktentwicklung durchgehend unterschätzte. Während die Zeit bis zur vollständigen Konsolidierung im Experiment bei Guglhör im Bereich von wenigen Sekunden liegt, sagt das Modell Zeiten im Bereich von wenigen Minuten voraus und überschätzt die benötigte Zeit somit um ein Vielfaches.

Einfluss von Material- und Prozessparametern auf die Kontaktentwicklung

Aus den zuvor vorgestellten modellhaften Beschreibungen können Einflüsse von Material- und Prozessparametern auf die Geschwindigkeit der Kontaktentwicklung von thermoplastischen Tapes abgeleitet werden. Folgende Materialparameter beeinflussen die Kontaktentwicklung:

- **Oberflächenstruktur:** Je nach Modell muss die Struktur der Oberfläche unterschiedlich quantifiziert werden, jedoch ist der qualitative Einfluss der Rauheit für alle Beschreibungen gleich zu bewerten. Eine höhere Amplitude der Struktur bedingt immer ein größeres Maß an Umformung oder Materialfluss und führt somit zu einer langsameren Kontaktentwicklung. Je nach Material und Oberflächenspannung sollte neben der Rauheit des Materials bei Raumtemperatur unter Umständen zusätzlich ein Fokus auf die Rauheit der aufgeschmolzenen Oberfläche gelegt werden, falls sich diese stark unterscheidet.
- **Schmelzviskosität:** Unter der Annahme, dass nie zwei perfekt plane Oberflächen aufeinandertreffen und somit immer mikroskopische Umformung oder Materialfluss notwendig für die Ausbildung eines vollständigen Kontakts sind, beeinflusst die Schmelzviskosität diese Dynamik. Eine höhere Viskosität bedeutet eine langsamere Fließgeschwindigkeit und somit eine langsamere Steigerung des D_{ic} .
- **Oberflächenspannung:** Als Schmelze haben verschiedene Polymere durchaus unterschiedliche Oberflächenspannungen, wodurch sich der Einfluss der Oberflächenspannung auf die Kontaktentwicklung unterscheiden kann.

Zusätzlich spielen folgende Prozessparameter eine Rolle:

- **Prozesstemperatur:** Eine Grundvoraussetzung ist, dass die Prozesstemperatur über der Schmelztemperatur liegt, bzw. bei amorphen Polymeren die Temperatur hoch genug ist, dass ein viskoser Zustand vorliegt. Zudem wird die Viskosität von der genauen Temperatur beeinflusst, da je nach Polymer eine unterschiedliche Abhängigkeit von dieser Größe bestehen kann.
- **Pressdruck:** Alle zuvor vorgestellten Beschreibungen führen den Pressdruck als direkten Faktor in der Formel für den D_{ic} auf. Mikroskopisch betrachtet ist der konstante äußere Pressdruck für den typischen zunächst schnell und schließlich langsamer gegen eins gehenden Verlauf des D_{ic} verantwortlich. Der lokale Druck auf die Oberfläche ist umgekehrt proportional zum Anteil der Oberfläche, der bereits in Kontakt ist. Bei geringem Kontakt verteilt sich der gesamte Druck auf eine kleine Fläche, wodurch die lokalen Drücke größer ausfallen und die Kontaktentwicklung somit schneller abläuft, während sich der Druck bei vollständigem Kontakt gleichmäßig auf die ge-

samte Fläche verteilt. Der Pressdruck selbst ist neben dem Kapillardruck ein direkter Einflussfaktor auf die Fließgeschwindigkeit.

2.3.3 Kontaktentwicklung bei Hybriden aus thermoplastischem faserverstärktem Kunststoff und Metall

Unterschiede und Gemeinsamkeiten zur Kontaktentwicklung bei reinen FVK

Auf den ersten Blick mag der Prozess der Kontaktentwicklung bei reinen thermoplastischen FVK und Hybriden aus thermoplastischen FVK und Metallblechen nicht direkt vergleichbar sein, jedoch zeigen sich bei genauer Betrachtung doch einige Gemeinsamkeiten. Bei reinen FVK liegen beide Partner im geschmolzenen Zustand vor und müssen ihre Form so anpassen, dass sie am Ende des Prozesses vollständig in Kontakt sind. Theoretisch muss diese endgültige Form nicht einer planen Fläche entsprechen, jedoch gehen die meisten modellhaften Beschreibungen genau davon aus. Bei thermoplastischen FVK-Metall-Hybriden hingegen kann sich nur ein Partner, der FVK, im Verarbeitungszustand an den anderen, das Metallblech, anpassen. Makroskopisch betrachtet entspricht die Oberfläche eines Metallblechs einer planen Ebene, zunächst unabhängig von der Vorbehandlung. Wird davon ausgegangen, dass reine FVK bei der Kontaktentwicklung auch diesen Zustand der planen Oberfläche zumindest im Mittel anstreben, so ergibt sich in Hinblick auf die mikroskopische Umformung bzw. den Materialfluss des geschmolzenen Polymers derselbe Vorgang wie auch bei reinen FVK. Der einzige Unterschied ist dann, dass bei reinen FVK beide Partner entsprechend verformt werden, beim Hybriden lediglich ein Partner. Da sich beim reinen FVK aber beide Partner zeitgleich verformen, ändert das nichts am zeitlichen Ablauf und beide Prozesse sind somit gut vergleichbar. Dabei ist bisher jedoch jegliche Oberflächenstruktur des Metallpartners vernachlässigt. Die Rauheit von unbearbeiteten gerollten Blechen ist im Normalfall sehr niedrig und liegt beispielsweise für den Mittenrauwert R_a meist niedriger als $1\text{ }\mu\text{m}$ [95, 96]. Dahingegen kann die Oberfläche von thermoplastischen Tapes deutlich rauer ausfallen. Die in [91] an carbonfaserverstärktem PA-6-Tape bestimmten Werte für das Modell nach Lee und Springer liegen mit $a_0 = 36,16\text{ }\mu\text{m}$, $b_0 = 179,95\text{ }\mu\text{m}$ und $w_0 = 162,71\text{ }\mu\text{m}$ um ein Vielfaches höher als die Rauheitswerte bei glatten Metallblechen. In Bezug auf den nötigen Materialfluss scheint die vereinfachte Annahme einer planen Fläche als Endform der Oberfläche durchaus gerechtfertigt. Bei der Vorbehandlung der Metalloberfläche kann die Rauheit beispielsweise durch mechanisches Strahlen der Oberfläche auf Werte zwischen $R_a = 10\text{ }\mu\text{m}$ und $R_a = 20\text{ }\mu\text{m}$ [97], durch Laserstrukturierung auf Werte zwischen $R_a = 1\text{ }\mu\text{m}$ und $R_a = 50\text{ }\mu\text{m}$ [98, 99] erhöht werden. Inwiefern eine höhere Rauheit der Metalloberfläche allerdings auch mehr Materialfluss seitens des FVK oder längere Konsolidierungszeiten bedeutet, lässt sich nicht direkt am Rauheitswert festmachen. So können Hinterschnitte oder sehr enge und steile Strukturen das Fließverhalten des Polymers mikroskopisch deutlich erschweren oder so-

gar eine komplette Benetzung verhindern. Eine Bewertung des Zusammenhangs zwischen Oberflächenstruktur des Metallblechs und der Kontaktentwicklung ist also stark von der tatsächlichen Mikrostruktur des Blechs und der Viskosität des Polymers abhängig.

Ein großer Unterschied zwischen der Kontaktentwicklung bei reinen FVK und deren Hybriden mit Metallblechen ist der Einfluss der Oberflächenspannung in Bezug auf die Oberflächenstruktur. Bei reinen FVK wird eine erhöhte Rauheit der Oberflächen vor allem in Bezug auf den vermehrten notwendigen Materialfluss betrachtet. Metallbleche mit erhöhter Rauheit zeigen im Allgemeinen eine höhere Oberflächenenergie und somit eine bessere Benetzbarkeit [100], wodurch wiederum der erhöhte Kapillardruck zu einer schnelleren Kontaktentwicklung führen kann.

Effekte der Oberflächenstruktur des Metallpartners

Wie schon im Zuge der Herstellung von Faser-Metall-Laminaten (FML) in Kapitel 2.2.3 vorgestellt, hat die Vorbehandlung der Metalloberfläche verschiedene positive Effekte, sowohl in der Herstellung als auch in der Leistungsfähigkeit der Grenzfläche in der Anwendung. In Bezug auf die Kontaktentwicklung ist dabei vor allem die Oberflächenenergie und somit die Benetzbarkeit von Relevanz. Dabei zeigen verschiedene Methoden, dass durch Vorbehandlungen gegenüber einem reinen Entfetten der Oberfläche meist eine deutliche Erhöhung der Oberflächenenergie möglich ist. So konnten Laban und Mahdi [101] beispielsweise zeigen, dass sich die Eigenschaften einer entfetteten Aluminiumoberfläche mit einer Rauheit von $1,34\text{ }\mu\text{m}$ und einer Oberflächenenergie von $19,32\text{ mJ/m}^2$ durch Plasmapehandlung bei ähnlicher Rauheit hin zu einer Oberflächenenergie von über 70 mJ/m^2 verbessern lassen. Durch eine Laserbehandlung erreichten sie eine Oberfläche mit einer erhöhten Rauheit von $2,36\text{ }\mu\text{m}$ und einer Oberflächenenergie von $65,63\text{ mJ/m}^2$. Auch Park et al. [100] konnten durch ein mechanisches Aufrauen der Oberfläche und Ätzprozesse sowohl höhere Rauheiten als auch deutlich verbesserte Oberflächenenergien beobachten. Gerade für die höheren Viskositäten von thermoplastischen Polymeren im Schmelzzustand kann eine bessere Benetzbarkeit des Metallblechs somit die Kontaktentwicklung sehr positiv beeinflussen.

Ein weiterer positiver Effekt, der durch die höhere Rauheit entstehen, ist die erhöhte effektive Oberfläche und somit Kontaktfläche, die zusammen mit einer oft beobachteten besseren allgemeinen Adhäsion zu einer besseren mechanischen Belastbarkeit der Verbindung führt.

Abhängigkeit der Kontaktentwicklung von Material- und Prozessparametern

Im Allgemeinen sind die Abhängigkeiten von Material- und Prozessparametern bei der Kontaktentwicklung zwischen thermoplastischen FVK und Metallblechen ähnlich zu bewerten wie bei reinen FVK. Die Prozesstemperatur kann auch für Hybride durch die Veränderung der Viskosität Einfluss auf die Kontaktentwicklung nehmen, genau wie auch

der Pressdruck die Fließgeschwindigkeit beeinflusst. Der einzige größere Unterschied ist die Rauheit der Oberflächen. Während eine erhöhte Rauheit des Tapes für reine FVK als negativer Einfluss auf die Kontaktentwicklung gesehen wird, kann diese beim Metallpartner durch Erhöhung der Oberflächenenergie sogar einen positiven Einfluss haben. Da eine höhere Rauheit des Metalls aber auch mehr Materialfluss seitens des Polymers bedingt, ist hier keine generelle Aussage machbar; somit muss dieser Einfluss individuell bewertet werden.

2.3.4 Bestimmung des „Degree of intimate contact“

Die klassische Methode zur Bestimmung des D_{ic} , die bereits seit dessen Definition verwendet wird [88, 90], ist die Analyse von C-Scans aus Messungen mittels Ultraschall. Gerade bei reinen FVK hat diese Methode allerdings den Nachteil, dass die Grenzfläche nur Informationen liefert, wenn dort kein Kontakt vorliegt. Zudem ist diese Methode vor allem dann sinnvoll, wenn es sich um sehr ebene Grenzflächen handelt. Auch im Bereich des Automated Fiber Placement von thermoplastischen Tapes ist die Kontaktentwicklung von Interesse. Wurden frühe Versuche noch im Heißpressverfahren durchgeführt, erlaubt diese Technologie die Variation der Prozessparameter direkt im anwendungsnahen Fall. Zur Bestimmung des D_{ic} wird hier oft auf Mikroskopaufnahmen der Grenzfläche selbst oder von Querschnitten zurückgegriffen [93, 102, 103]. Wie von Guglhör in [92] gezeigt, kann für FVK mittels Röntgen-Computertomografie die Grenzfläche komplett abgebildet und analysiert werden. Für Hybride allerdings ist diese Methode nur schwer anwendbar, da sich hier an der Metallschicht meist Artefakte bilden, die es erschweren, die Grenzschicht aufzulösen. Außerdem bietet Ultraschall in diesem Fall sogar Vorteile gegenüber reinen FVK. Mit einer außen liegenden Metallschicht ist der Weg für die Schallwellen durch das Metall im Normalfall ohne Hindernisse, im Gegensatz zu einem Faserverbund, in dem die Wellen an den Fasern gestreut werden können und somit die Intensität des Signals von der Grenzfläche geringer ausfällt. Des Weiteren liefert der Übergang von Metall zur Grenzschicht immer einen guten Kontrast, da der Impedanzsprung von Metall sowohl zu Luft als auch zu Polymer in einem gut messbaren Signal resultiert. Zusätzlich ist der Impedanzunterschied zwischen Luft und Polymer groß genug, dass auch gut zwischen diesen unterschieden werden kann. Da sich der FVK bei der Konsolidierung außerdem an die ebene Oberfläche des Metalls anpasst, entsteht immer eine ebene Grenzfläche, die eine Messung mittels C-Scan deutlich erleichtert. Aus all diesen Gründen ist Ultraschall eine etablierte Methode für die Untersuchung der Grenzschicht, aber auch allgemein für die zerstörungsfreie Prüfung von FML und hybriden Strukturen [104–106]. Deshalb wird diese Methode auch in dieser Arbeit für die Bestimmung des D_{ic} verwendet.

2.4 Umformung

2.4.1 Methoden der Formung und Umformung

Prinzipiell lassen sich die Begriffe des Formens und des Umformens in der Herstellung von Bauteilen vor allem dadurch unterscheiden, ob die Materialherstellung im selben Schritt mit dem Formen geschieht oder ob ein bereits hergestelltes Material in Form eines Halbzeugs in die gewünschte Form umgeformt wird. Die Methoden, mit denen Bauteile aus Metall, CFK und deren Hybride geformt oder umgeformt werden, unterscheidet sich stark zwischen den einzelnen Materialklassen. Für Metalle existiert eine Vielzahl an Möglichkeiten, um Bleche, Profile oder ganze Bauteile in die benötigte Form zu bringen. Durch die lange Geschichte der Metallverarbeitung sind viele der Methoden längst etabliert und gut erforscht. Aber auch in den letzten Jahrzehnten konnte in diesem Feld noch Fortschritt in der Entwicklung dieser Methoden verzeichnet werden [107]. Für die Verwendung in Metall-CFK-Hybriden kommen hauptsächlich Bleche und Profile aus verschiedenen Metallen zum Einsatz. Die gängigsten Methoden der Umformung von Blechen sind dabei das Biegen sowie das Tiefziehen [108]. Für Profile kommt vor allem Extrusion zum Einsatz [109]. Bei CFK ist zunächst die Unterscheidung zwischen den Klassen der Thermoplaste und der Duromere als Matrixmaterial notwendig. Thermoplaste können sowohl zunächst als Halbzeug, wie z. B. als Platte, gefertigt und anschließend durch Thermoformen in Form gebracht werden [110], aber auch durch Verfahren wie „Automated Fiber Placement“ direkt in Form gebracht werden [111]. Weitere mögliche Verfahren sind unter anderem Spritzguss sowie das in letzten Jahren verstärkt erforschte „Thermoplastic Resin Transfer Molding“ (T-RTM) [112, 113]. CFK mit einem duromeren Matrixsystem muss in der finalen Form gefertigt werden, da nach dem Aushärten des Harzes keine Umformung mehr möglich ist. Aus diesem Grund kommen vor allem Verfahren infrage, bei denen entweder zunächst die Fasern trocken positioniert und anschließend infiltriert werden oder bereits imprägnierte Fasern gelegt werden. In jedem Fall ist im Anschluss als weiterer Schritt das Aushärten, z. B. im Autoklaven, notwendig.

Für Metall-CFK-Hybride hängt es zunächst davon ab, ob der Hybrid intrinsisch oder extrinsisch konzeptioniert ist. Bei extrinsischen Hybriden sind für beide Fügepartner prinzipiell jeweils alle zuvor genannten Verfahren anwendbar, bevor sie dann zusammengefügt werden. Für intrinsische Hybride hingegen werden meist kombinierte oder adaptierte Methoden der beiden Materialklassen angewandt.

Da in dieser Arbeit der Fokus auf den Methoden des Thermoformens für thermoplastische CFK-Halbzeuge und dem Tiefziehen angelehnt an das Umformverfahren für Metallbleche liegt, werden diese Themen in den nächsten beiden Kapiteln näher behandelt.

2.4.2 Thermoformen von thermoplastischen faserverstärkten Kunststoffen

Das Thermoformen von thermoplastischen FVK ist dem Konsolidieren von Organoblechen aus diesen Materialien im Heißpressverfahren sehr ähnlich [1, 82, 114]. In beiden Verfahren wird ein Halbzeug über die Schmelztemperatur erhitzt und anschließend unter Druck gepresst und wieder abgekühlt. Während beim Heißpressen plane Platten entstehen, werden beim Thermoformen beliebig geformte Werkzeuge verwendet. Dabei existieren für beide Verfahren zwei grundlegende Prozessverläufe, die sich im Temperatur-Druck-Profil unterscheiden: das isotherme Umformen und das nicht-isotherme Umformen. Abbildung 2.2 zeigt repräsentative Profile für Temperatur und Druck für beide Formen der Prozessführung.

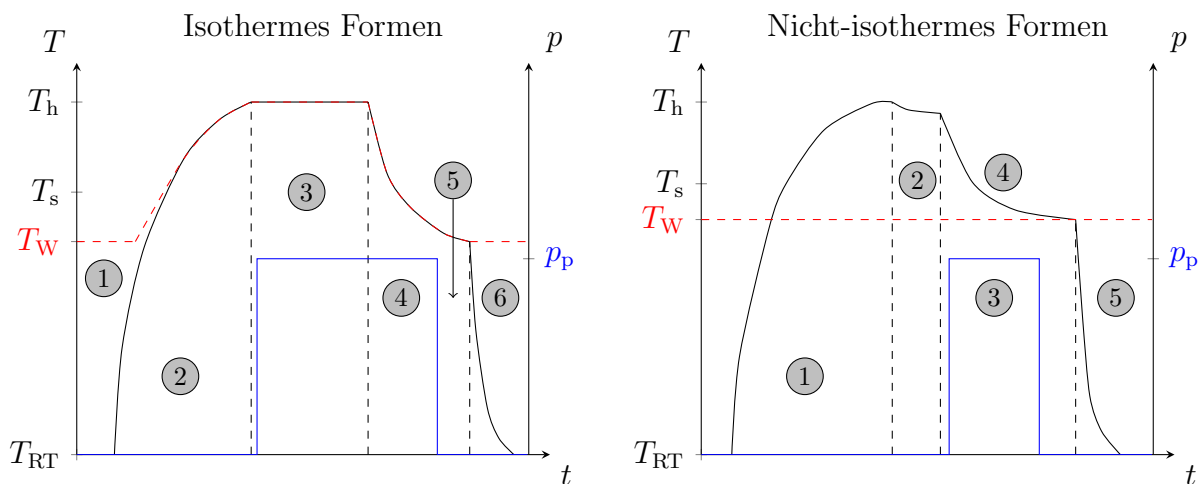


Abbildung 2.2: Vergleich der Temperatur-Druck-Profile für isotherme (links) und nicht-isotherme Prozessführung (rechts) beim Thermoformen (nach [82]). Der schwarze Temperaturverlauf beschreibt die Temperatur des Werkstückes, die rot gestrichelte Linie die Temperatur des Werkzeugs T_W und die blaue Linien den aufgetragenen Pressdruck p_p . T_{RT} steht für die Raumtemperatur, T_s für die Schmelztemperatur des Polymers und T_h für die Aufheiztemperatur während des Prozesses. Die nummerierten Bereiche entsprechen den unten beschriebenen Prozessschritten.

Entsprechend des Namens, findet beim isothermen Umformen das Pressen bei konstanter Temperatur, also in einem beheizten Werkzeug, statt. Damit läuft der Prozess wie folgt ab (die Schritte sind als Nummern im Temperatur-Druck-Profil in Abbildung 2.2 links und im Prozessablauf in Abbildung 2.3 markiert):

1. Einlegen des Halbzeugs
2. Aufheizen des Werkzeugs und des Halbzeugs
3. Bei Erreichen der Zieltemperatur Aufbringen und Halten des Pressdrucks

4. Kühlen des umgeformten Bauteils bei gehaltenem Pressdruck bis unter die kritische Temperatur des Polymers
5. Stopp der Kühlung und Öffnen des Werkzeugs bei Erreichen einer Werkzeugtemperatur unterhalb der kritischen Temperatur des Polymers
6. Entnahme und weiteres Kühlen des Bauteils

Dabei zeigt sich, dass diese Art von Prozess im Sinne des Bedieners relativ unkompliziert ist, da nur zu Beginn das Halbzeug eingelegt und zum Ende das Bauteil entnommen werden muss. Jedoch ist die Taktzeit bei einem solchen Prozess relativ hoch, da bei jedem Prozesszyklus das gesamte Werkzeug erhitzt und wieder abgekühlt werden muss. Zudem ist die benötigte Energie dafür sehr hoch, wodurch ein solcher Prozess unwirtschaftlich werden kann. Für kleine Prozessreihen oder Versuche im Labormaßstab kann die leichte Bedienung aber von großem Vorteil sein.

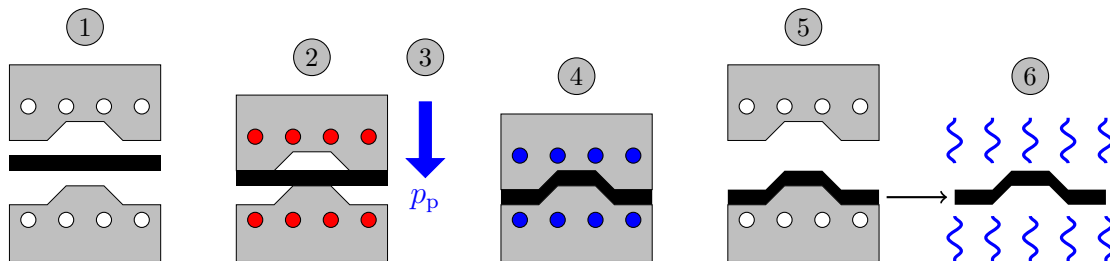


Abbildung 2.3: Prozessschritte des isothermen Umformens analog zur Nummerierung der Aufzählung und des Temperaturprofils in Abbildung 2.2 links.

Beim nicht-isothermen Umformen findet das Aufheizen der Probe nicht im Werkzeug statt, sondern außerhalb, beispielsweise in einem Infrarot-Strahlungsfeld oder einem Umluftofen. Das Werkzeug selbst hat keine sehr hohen Temperaturen. Diese liegen meist im Bereich zwischen Raumtemperatur und 80 °C [82]. Dieser Prozess hat folgenden Ablauf (die Schritte sind als Nummern im Temperatur-Druck-Profil in Abbildung 2.2 rechts und im Prozessablauf in Abbildung 2.4 markiert):

1. Aufheizen des Halbzeugs in einem IR-Feld oder einem Ofen
2. Transport des aufgeschmolzenen Halbzeugs in das Werkzeug
3. Schnelles Schließen und anschließendes Pressen des Werkzeugs
4. Abkühlen des Bauteils bei Kontakt mit dem Werkzeug aufgrund der Temperaturdifferenz.
5. Öffnen des Werkzeugs bei Unterschreiten der kritischen Temperatur des Polymers und anschließend Entnahmen des Bauteils und evtl. weitere Kühlung

Die große Herausforderung bei dieser Art der Prozessführung ist das Abkühlen der Probe bei Transport in das Presswerkzeug und damit das Einhalten eines präzisen zeitlichen Ablaufs. Auch der Transport des aufgeschmolzenen Faserverbunds ist selbst nicht trivial. Trotzdem müssen der Transport und das Schließen des Werkzeugs möglichst schnell gehen, da eine zu niedrige Temperatur des Halbzeugs keine vollständige Umformung mehr möglich macht und unter Umständen das Bauteil sogar beschädigt wird. Trotz dieser Herausforderungen ist diese Art der Prozessführung wirtschaftlich betrachtet klar im Vorteil. Der gesamte Prozess ist automatisierbar und bietet kurze Taktzeiten. Das Aufheizen der Halbzeuge kann auf einem Förderband zwischen IR-Feldern geschehen, der Transport ins Werkzeug und die Entnahme am Ende können von Robotern übernommen werden. Damit eignet sich dieser Prozess sehr für den Einsatz in Produktionslinien mit hohem Durchsatz.

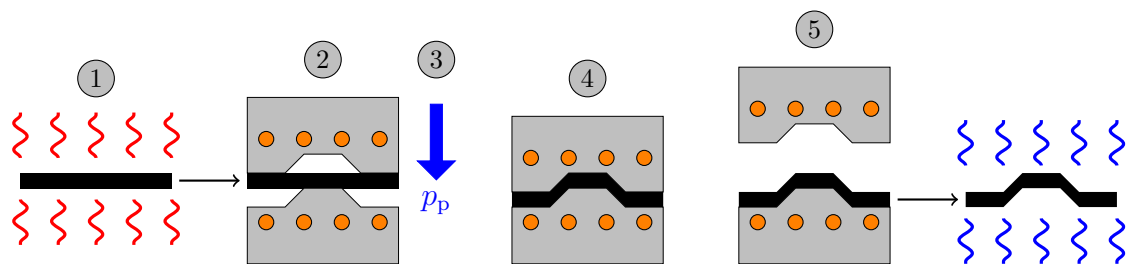


Abbildung 2.4: Prozessschritte des nicht-isothermen Umformens analog zur Nummerierung der Aufzählung und des Temperaturprofils in Abbildung 2.2 rechts.

2.4.3 Umformung von Metallblechen

Numerische Beschreibung der Umformung von Metallblechen

Für die numerische Beschreibung einer einfachen uniaxialen Umformung eines Metallblechs sind Ergebnisse von uniaxialen Zugversuchen ausreichend. Da in gängigen Umformverfahren jedoch verschiedene, teils komplexe Belastungszustände auftreten, ist auch die numerische Beschreibung komplizierter. Diese ist jedoch für die Planung und Vorhersage der Umformung sowie für Bauteil und Werkzeug notwendig.

Nach [115] sind für die numerische Beschreibung der Formbarkeit von Metallblechen drei wesentliche Daten über das Materialverhalten notwendig. Der erste Teil der Daten ist die Bestimmung einer Fließbedingung für das Einsetzen der plastischen Verformung [116]. Die am meisten bekannten und verwendeten sind die Kriterien nach von Mises [117] und Tresca [118]. Da diese jedoch nur isotropes Materialverhalten berücksichtigen, wurden über die Jahre verschiedene, teils sehr spezialisierte Kriterien veröffentlicht. So wird beispielsweise das komplexere Kriterium nach Banabic, Balan und Comsa [119] unter anderem in kommerziellen Simulationsanwendung verwendet [115]. Der zweite Teil der benötigten Daten ist die Beschreibung der Kaltverfestigung durch Fließkurven. [115] beschreibt verschiedene Methoden, die zur Charakterisierung von Fließkurven verwendet werden. Den

letzten Teil der Daten bildet ein Abbruchkriterium, das in einer Simulation beschreibt, ab welchem Grad der Umformung Fehler zu erwarten sind. Das gängigste Kriterium ist das Grenzformänderungsdiagramm bzw. die Grenzformänderungskurve [115], welche die Grenze der Umformbarkeit in der Haupt-/Nebenformänderungsebene darstellt.

Haupt- und Nebenformänderung

Zur Beschreibung der verschiedenen Belastungszustände, wie beispielsweise im Grenzformänderungsdiagramm, werden die größere und kleinere wahre Dehnung bzw. die Haupt- und Nebenformänderung verwendet. Diese entsprechen den Eigenwerten des Strecktensors, wobei die Hauptformänderung ε_1 dem größeren und die Nebenformänderung ε_2 dem kleineren der beiden Eigenwerte entspricht. Der Vorteil gegenüber der Verwendung von an das Koordinatensystem gebundenen Dehnungen ist, dass die größte bzw. kleinste Dehnung unabhängig von deren Richtung berücksichtigt wird. Basierend auf der Kreisgitter-Dehnungsanalyse lassen sich diese beiden Größen anhand der Verformung eines Kreises unter verschiedenen Szenarien grafisch darstellen. Ein Kreis auf einer unverformten Oberfläche nimmt allgemein durch eine beliebige zweiachsige Last die Form einer Ellipse an. Da es sich bei Haupt- und Nebenformänderung um wahre Dehnungen handelt, entspricht in diesem allgemeinen Fall die Hauptformänderung dem natürlichen Logarithmus des Verhältnisses aus längerem Radius r_1 zum Radius des Ursprungskreises R und entsprechend die Nebenformänderung dem natürlichen Logarithmus des Verhältnisses aus dem kürzeren Radius r_k zum Ursprungsradius:

$$\varepsilon_1 = \ln \left(\frac{r_1}{R} \right); \quad \varepsilon_2 = \ln \left(\frac{r_k}{R} \right) \quad (2.4)$$

Definition der auftretenden Belastungszustände

Durch das Verhältnis aus ε_1 zu ε_2 lassen sich verschiedene Lastzustände bei der Umformung eindeutig beschreiben. Die Hauptformänderung ist dabei immer positiv, da negative Werte für ε_1 und ε_2 einer biaxialen Kompression in der Plattenebene entsprechen würde, welche bei einer Umformung nicht vorliegt. Zudem gilt nach ihrer Definition stets $\varepsilon_1 \geq \varepsilon_2$. Die Nebenformänderung kann jedoch positive wie auch negative Werte annehmen. Dabei können folgende Fälle für das Verhältnis aus Haupt- und Nebenformänderung $\beta = \varepsilon_2/\varepsilon_1$ auftreten (eine entsprechende grafische Darstellung findet sich in Abbildung 2.5):

1. $\beta = 1$: Haupt- und Nebenformänderung sind gleich groß, es liegt eine equibiaxiale Zugbelastung vor.
2. $0 < \beta < 1$: Die Hauptformänderung ist größer als die Nebenformänderung, letztere ist aber noch positiv, somit liegt eine allgemeine biaxiale Zugbelastung vor.

3. $\beta = 0$: Die Hauptformänderung ist zwar positiv, jedoch ist die Nebenformänderung gleich null. Es liegt ein ebener Dehnungszustand vor, bei dem sich die Querkontraktion aufgrund der Hauptzugbelastung mit der kleineren Zugbelastung senkrecht dazu aufhebt.
4. $\beta = -0,5$: Die Nebenformänderung entspricht der negativen Hälfte der Hauptformänderung, es liegt eine uniaxiale Zugbelastung vor.
5. $\beta = -1$: Die Nebenformänderung entspricht der negativen Hauptformänderung, somit liegt eine reine Scherbelastung vor, wie sie z. B. beim Tiefziehen auftritt.
6. $\beta < -1$: Für noch kleinere Verhältnisse liegt eine Kompressionskomponente in der Belastung vor, welche zu Faltenbildung führt und somit in Umformprozessen vermieden wird.

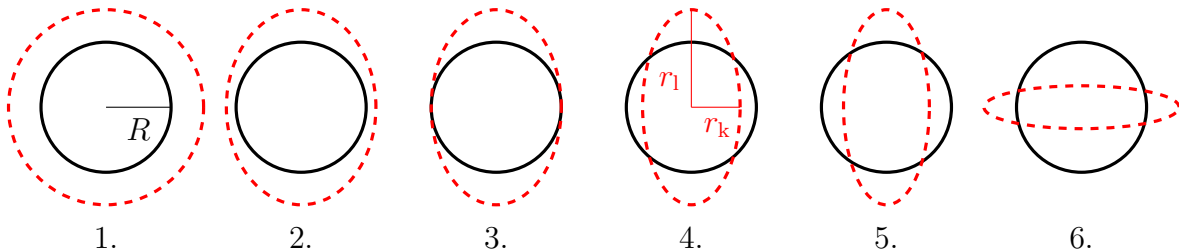


Abbildung 2.5: Grafische Darstellung der Verhältnisse von Haupt- und Nebenformänderung für verschiedene Lastfälle.

Die Grenzformänderungskurve

Da bei einem komplexen Bauteil eine Vielzahl an verschiedenen Belastungszuständen während der Umformung vorliegen kann [109], ist es nicht zielführend, daran die Umformbarkeit zu analysieren. Vielmehr ist es naheliegend, Prüfkörper zu verwenden, die einen bestimmten Zustand abdecken und die Grenze der Umformbarkeit daran zu messen. Werden solche Versuche mit genügend verschiedenen Prüfkörpern und somit Belastungszuständen durchgeführt, kann Kenntnis darüber gewonnen werden, wie weit ein Material in einem gewissen Umformszenario belastet werden kann. Zur Darstellung dieser Erkenntnisse wird für Metalle die sogenannte Grenzformänderungskurve oder das Grenzformänderungsdiagramm verwendet [120]. In diesem Diagramm ist die Hauptformänderung gegen die Nebenformänderung aufgetragen und eine Linie (die Grenzformänderungskurve) trennt den Bereich, in dem sicher umgeformt werden kann von dem Bereich, in dem unter anderem mit Einschnürungen oder Rissen zu rechnen ist [121]. Ein solches Diagramm ist in Abbildung 2.6 mit der Grenzformänderungskurve und dem sicheren (grün) sowie unsicheren Bereich (rot) dargestellt. Zudem sind für die zuvor diskutierten Lastfälle 1. bis 4. die entsprechenden Dehnungspfade bis zur Grenzformänderungskurve eingezeichnet.

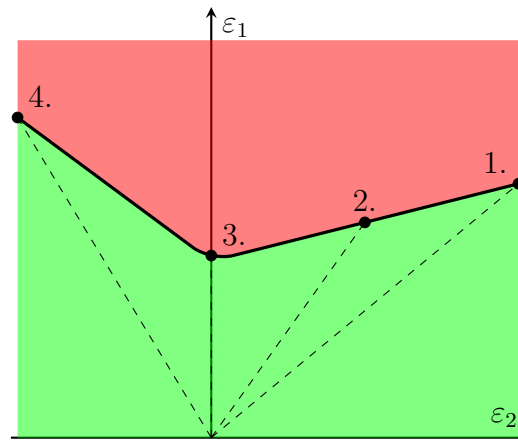


Abbildung 2.6: Beispielhafte Darstellung eines Grenzformänderungsdiagramms mit Grenzformänderungskurve (schwarze Linie) mit den Dehnungspfaden für vier der in Abbildung 2.5 erläuterten Lastzustände (gestrichelte Linien). Der grüne Bereich unter der Grenzformänderungskurve indiziert sichere Belastungen, der rote Bereich darüber Belastungen, bei denen Defekte im Material zu erwarten sind.

Bevor eine simulative Modellierung der Umformungen möglich war, konnten mithilfe von experimentellen Daten und der Grenzformänderungskurve Parameter der Umformung angepasst werden. Heute kann die Grenzformänderungskurve eine Hilfe bei der Bewertung von Simulationen von Umformungen mittels Finite-Elemente-Methode (FEM) sein [122]. Die Bestimmung der Grenzformänderungskurve wird in der Norm „DIN EN ISO 12004-2: Metallische Werkstoffe – Bleche und Bänder – Bestimmung der Grenzformänderungskurve“ und speziell in „Teil 2: Bestimmung der Grenzformänderungskurve im Labor (ISO 12004-2:2008)“ beschrieben [123]. Darin sind zwei mögliche Arten der Prüfung vorgeschlagen: die Prüfung nach Nakajima [124] und nach Marciniak [125]. Diese unterscheiden sich durch die Form des verwendeten Stempels. Für Nakajima wird ein halbkugelförmiger, für Marciniak ein ebener, zylinderförmiger Stempel verwendet. Einen Vergleich der Ergebnisse beider Varianten findet sich beispielsweise in [126].

Der Versuch nach Nakajima

Für die Versuche in dieser Arbeit wird auf den Versuch nach Nakajima zurückgegriffen, weil dieser einer der gängigsten Versuche ist, die Grenzformänderungskurve zu bestimmen [127]. Dieser wird im Folgenden näher beschrieben. Details zur Probengeometrie und dem weiterentwickelten Versuchsaufbau finden sich in den Kapiteln 3.3 und 4.1.3.

Der von Nakajima [124] entwickelte Versuch besteht aus einem Stempel in Form einer Halbkugel sowie einer Matrize und einem Niederhalter in Form eines Kreisringes, die die Probe fixieren, während der Stempel die Probe durch das Werkzeug drückt. Als Probengeometrien waren verschieden breite Blechstreifen vorgesehen, mit deren Hilfe verschiedene Kombinationen aus Haupt- und Nebenformänderung erreicht werden konnten. Der Aufbau ist schematisch in Abbildung 2.7 dargestellt.

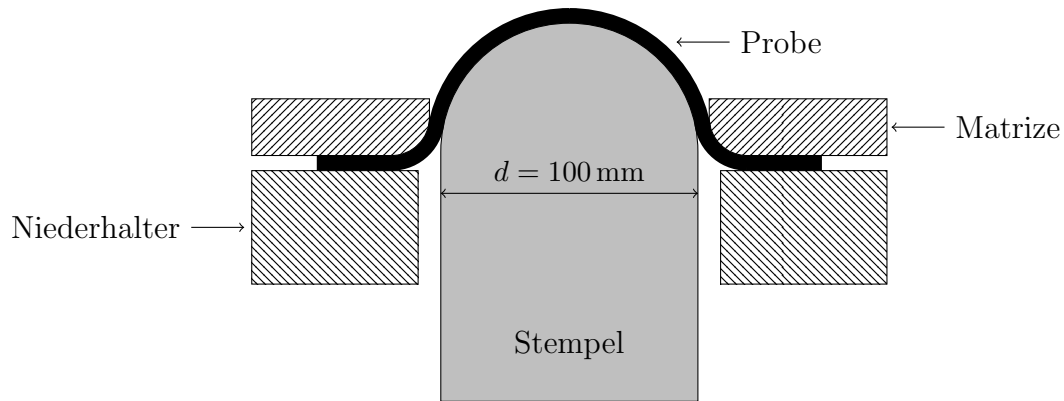


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung des Aufbaus für den Versuch nach Nakajima im Querschnitt mit Stempel, Matrize, Niederhalter und Probe (nach [128]).

Rechteckige Blechstreifen sind zwar einfach zu präparieren, jedoch sind sie in Hinblick auf das Versagen der Proben nicht optimal, da im Bereich der Einspannung Spannungsüberhöhungen aufgrund des Steifigkeitssprungs auftreten können. Hasek entwickelte in seinen Untersuchungen eigenen Probengeometrien, bei denen Kreise aus Blech mit kreisrunden Aussparungen von beiden Seiten versehen wurden [128, 129]. Dadurch können die gewünschten Belastungszustände in der Mitte der Probe konzentriert und ein besseres Versagen erreicht werden. Eine weitere Entwicklung sind die in der zuvor beschriebenen Norm vorgegebenen Probengeometrien. Diese bilden eine Kombination der beiden zuvor beschriebenen Geometrien ab. In der Mitte ist ein rechteckiger Steg vorgesehen, der mit Radien hin zum Einspannbereich abgerundet wird.

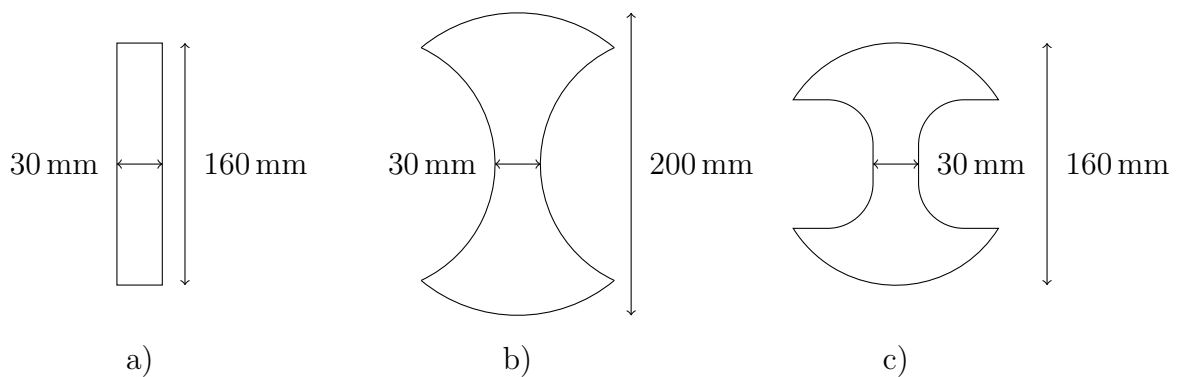


Abbildung 2.8: Beispiele für Probengeometrien nach Nakajima a) [124], Hasek b) [129] und der aktuellen Norm zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve c) [123] mit gleicher Stegbreite von 30 mm.

Nach Norm verlaufen die Versuche wie folgt, um die Grenzformänderungskurve zu bestimmen:

1. Aufbringen eines geeigneten Musters, um später Haupt- und Nebenformänderung bestimmen zu können.

2. Prüfen von genügend Proben mit unterschiedlicher Geometrie, um alle gewünschten Bereiche der Grenzformänderungskurve abzudecken.
3. Belasten einer Probe mit definierter Verfahrensgeschwindigkeit bis zur Entstehung eines Risses im zentralen Bereichs der Probe.
4. Auswerten von Haupt- und Nebenformänderung am Riss, wenn möglich unmittelbar vor Entstehung des Risses.
5. Übertragen der Ergebnisse in die Grenzformänderungskurve

Der größte Unterschied in der Durchführung der verfügbaren Studien liegt in der Bestimmung der Haupt- und Nebenformänderungswerte. Auch die Norm lässt verschiedene Verfahren zu, die entweder im Nachgang durchgeführt werden (beispielsweise anhand eines kalibrierten Rasters) oder die die Verformung durch Kameras live beobachten. Gerade im Hinblick auf die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf reale Bauteile ist eine lokale Bestimmung der Dehnungen und somit der Haupt- und Nebenformänderungen unerlässlich. Dafür ergeben sich mehrere Optionen, die sich etabliert haben. Allgemein lässt sich durch Bestimmung von Haupt- und Nebenformänderung φ_1 und φ_2 über die Inkompressibilitätsgleichung

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (2.5)$$

auch die Dickendehnung φ_3 in Normalrichtung zur Oberfläche bestimmen [128]. Aber auch andere Verfahren, die mithilfe der Dickenänderung auf die Formänderung schließen, wurden erforscht [130]. Gängige Varianten waren für lange Zeit die Nutzung von Raster- oder Kreismustern auf der Oberfläche, die im Nachgang vermessen wurden und so auf die Formänderungen geschlossen werden konnte oder eine dreidimensionale Vermessung der Proben oder Bauteile [128]. Stand der Forschung und Technik ist heutzutage allerdings die Nutzung von dreidimensionaler digitaler Bildkorrelation (3D-DIC) [131, 132]. Die Vorteile sind die hohe Auflösung und somit genaue lokale Bestimmung der Formänderungen, die hohe mögliche Aufnahme Frequenz über den gesamten Versuch und die heutige gute Verfügbarkeit und Verbreitung dieser Messmethode in der Forschung und Entwicklung. Lediglich die Integration eines solchen Systems in einen bestehenden Versuchsaufbau kann eine Herausforderung sein, weshalb beispielsweise auf die Nutzung von Spiegeln für den Blick auf die Probe zurückgegriffen wird [131].

Inhalt vieler Studien ist, dass sowohl Materialparameter wie die mechanischen Eigenschaften, die Dicke oder Anisotropien des Blechs als auch Prozessparameter wie Temperatur und Reibung zwischen Stempel und Probe sowie Verfahrensgeschwindigkeit einen großen Einfluss auf die resultierende Grenzformänderungskurve haben [128]. Gerade das Thema der Reibung bzw. der ausreichenden Schmierung ist für Versuche bei erhöhten Temperaturen nicht zu vernachlässigen, da sich hierdurch ungewünschte Versagensbilder zeigen können.

Einen guten Überblick zu vorhandenen Optionen zur Schmierung und deren Wirksamkeit bei erhöhten Temperaturen sowie den Einfluss der Temperatur auf die Umformbarkeit des in dieser Arbeit in den Hybridlaminaten verwendete Aluminium liefert Thum in [9].

Weitere Versuche zur Untersuchung der Umformbarkeit

Der große Nachteil für Methoden zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve wie den Test nach Nakajima oder Marciniak ist der große Aufwand, der bzgl. Präparation, Durchführung und Auswertung der Versuche notwendig ist. Auch wenn die Ergebnisse weitreichende Informationen über das Umformverhalten eines Materials liefern, ist in bestimmten Szenarien ein einfacherer Test von Vorteil. Wie von Holmberg et al. [133] gezeigt, können mithilfe von Zugversuchen nicht nur allgemeine mechanische Kennwerte bestimmt, sondern durch die Wahl verschiedener Probengeometrien sogar die Werte der gesamten linken Hälfte der Grenzformänderungskurve, also für negative Nebenformänderungen, bestimmt werden. Andere Methoden sind unter anderem der Tiefungsversuch nach Erichsen [134–136] oder der hydraulische Beultest (engl. bulge-test) [137, 138]. Vorteil ist meist, dass nur eine Probengeometrie sowie weniger Material notwendig sind. Damit sind die Versuche zwar praktikabler, jedoch in Bezug auf das komplexe Umformverhalten weniger aussagekräftig. Für eine Anwendung beispielsweise in der Qualitätssicherung sind die Ergebnisse allerdings oft ausreichend, während für die Validierung der Modellierung von komplexeren Umformprozessen Tests wie der nach Nakajima trotzdem unerlässlich sind.

2.5 Verwendete Analysemethoden

2.5.1 Ultraschallmikroskopie

Grundlagen zur Ultraschallmikroskopie

Die Ultraschallmikroskopie (engl. „scanning acoustic microscopy“ - SAM) ist ein zerstörungsfreies, bildgebendes Analyseverfahren, das zur Qualitätssicherung und Darstellung innerer Strukturen in Werkstoffen und Bauteilen verwendet wird. Es basiert auf der klassischen Ultraschallprüfung, kann jedoch durch den verfahrbaren Scankopf Informationen entlang von Linien, Flächen und auch Volumen sichtbar machen. Durch die Verwendung von Schallwellen im Bereich von wenigen MHz bis zu einigen 100 MHz sind je nach Werkstoff sowohl laterale Auflösungen im Bereich von wenigen μm als auch Eindringtiefen von mehreren mm bis cm möglich. Geräte dieser Art können prinzipiell in zwei Arten betrieben werden: im Transmissions- oder im Reflexionsmodus (auch Puls-Echo-Verfahren genannt). Beim ersten wird ein Ultraschallpuls von einer Quelle auf der einen Seite der Probe erzeugt und von einem Empfänger auf der anderen Seite detektiert.

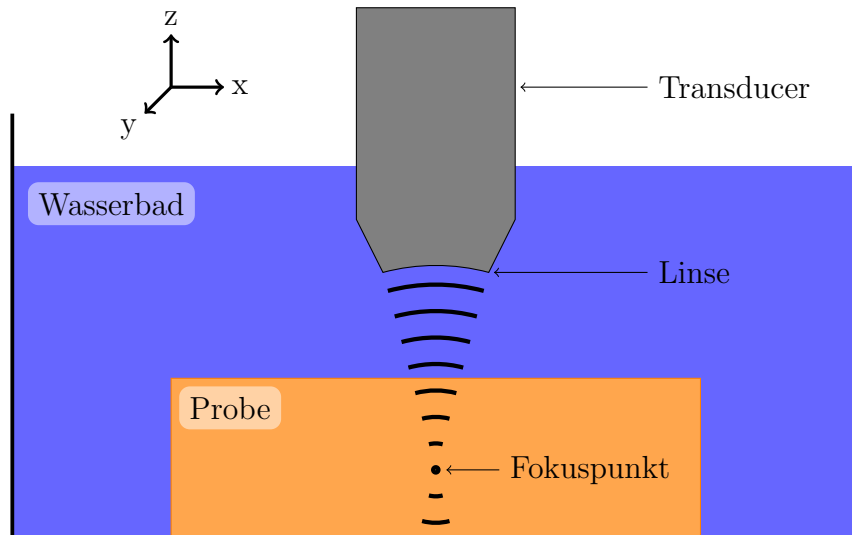


Abbildung 2.9: Schematisches Funktionsprinzip eines Ultraschallmikroskops.

Beim Reflexionsmodus fungiert der Transducer als Sender und Empfänger, indem er zunächst den Puls aussendet und dann die Reflexionen detektiert. In dieser Arbeit wird ausschließlich die Puls-Echo-Methode verwendet. Das Funktionsprinzip ist in Abbildung 2.9 schematisch dargestellt. Die Probe und die Spitze des Transducers, welcher die Ultraschallpulse erzeugt und mittels einer Linse fokussiert, befinden sich in einem Wasserbad. Dieses dient als Koppelmedium zwischen dem Transducer und der Probe. Gegenüber einer Übertragung der Schallwellen durch Luft bietet Wasser den Vorteil, dass dessen akustische Eigenschaften um Größenordnungen näher an denen des Transducers oder der untersuchten Materialien liegt. Somit geht an den Grenzflächen der Ankopplung weniger Schallenergie durch Reflexion verloren. Der Transducer kann im Wasserbad mittels der Scaneinheit in x - und y -Richtung verfahren und durch die Höhe in z -Richtung kann der Fokuspunkt im Verhältnis zur Probe eingestellt werden.

Erzeugung und Detektion der Ultraschallpulse

Das prinzipielle Funktionsprinzip eines Ultraschalltransducers für die Ultraschallmikroskopie ist in Abbildung 2.10 dargestellt. Im Grunde handelt es sich um einen Piezokristall, der durch einen Spannungspuls angeregt wird. Da ein kurzer Puls im Frequenzspektrum aus einer Vielzahl unterschiedlicher Frequenzen besteht, wird der Transducer mit seiner Resonanzfrequenz schwingen und schnell wieder abklingen, sodass ein kurzer Puls mit relativ definierter Frequenz entsteht. Vom Piezokristall gelangen die Schallwellen in die Linse, welche die Wellen beim Übergang ins Koppelmedium fokussiert. Zur Detektion von Ultraschallsignalen läuft dieser Prozess umgekehrt ab. Die Wellen werden durch die Linse gerade ausgerichtet und bringen den Piezokristall in Schwingung, wodurch ein messbares Spannungssignal erzeugt wird, welches nach Verstärkung aufgezeichnet werden kann.

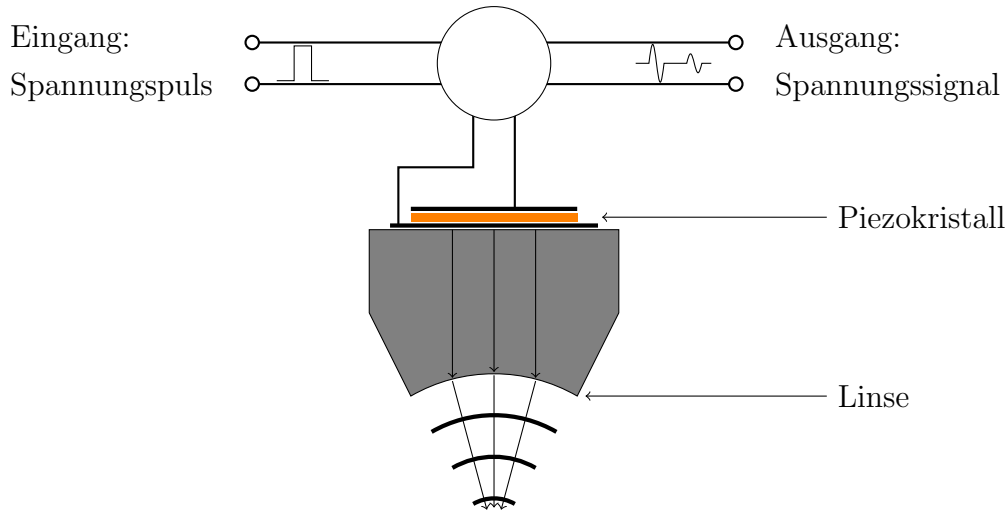


Abbildung 2.10: Funktionsweise eines Ultraschalltransducers (nach [139]).

Das Puls-Echo-Verfahren

Das Puls-Echo-Verfahren bietet gegenüber dem Transmissionsverfahren den Vorteil, dass Defekte, die Wellen im Material stark reflektieren (beispielsweise Poren oder Delaminationen), als solche erkannt und durch die Zeitdifferenz zur Pulsanregung auch lokalisiert werden können. Dagegen ist bei Betrachtung der Transmission im Falle eines Defekts ein geringes oder kein Signal messbar. Außerdem eignet sich das Puls-Echo-Verfahren gut bei der Betrachtung von Grenzflächen. Durch Betrachtung der Amplitude eines Reflexes von einem Materialübergang in der Probe kann auf den Unterschied der Schallkennimpedanzen an diesem Materialübergang geschlossen werden. Die Schallkennimpedanz Z ist eine Materialgröße, die als Verhältnis aus Schalldruck p und Schallschnelle v definiert ist und aus dem Produkt von Dichte ρ und Schallgeschwindigkeit c des Materials berechnet werden kann [140]:

$$Z = \frac{p}{v} = \rho \cdot c \quad (2.6)$$

Für die Reflektivität R an einer Grenzschicht vom Material mit der Schallkennimpedanz Z_1 zum Material mit der Impedanz Z_2 gilt [139]:

$$R = \frac{Z_2 - Z_1}{Z_1 + Z_2} \quad (2.7)$$

Je größer die Differenz der Impedanzen $Z_2 - Z_1$ ausfällt, desto stärker ist das reflektierte Signal. Ein Extremfall entsteht, wenn der Übergang zwischen einem Feststoff und Luft vorliegt, wie es beispielsweise bei Delaminationen oder Porositäten der Fall ist. Da Luft eine deutlich kleinere Schallkennimpedanz besitzt als die meisten Feststoffe, geht der Betrag des Wertes für die Reflektivität gegen eins, es liegt also quasi eine Totalreflexion vor. Im Gegensatz dazu findet bei keinem oder nur sehr geringen Unterschieden in der Schallkennimpedanz keine messbare Reflexion statt.

Scan-Modi eines Ultraschallmikroskops

Durch die Möglichkeit, den Messkopf in zwei Achsen frei zu verfahren und beliebige Zeitintervalle des gemessenen Signals auszuwerten, existieren eine Vielzahl an Scan-Modi, in denen ein Ultraschallmikroskop betrieben werden kann. Jedoch liegt jedem der Messmodi der A-Scan zugrunde, welcher auch als Punktskan bezeichnet wird, weil der Messkopf dafür nicht bewegt wird. Beim A-Scan wird der zeitliche Verlauf des Messsignals von einem Ultraschallpuls betrachtet. Dargestellt wird ein A-Scan meist als Auftragung der Amplitude gegenüber der Zeit. Im Idealfall sind nach den ersten Signalen durch Anregung und Reflexionen im Transducer bzw. beim Übergang ins Koppelmedium vor allem das Oberflächenecho und das Rückwandecho der Probe erkennbar. Sind Defekte oder Grenzschichten in der Probe vorhanden, so zeigen sich diese meist durch erhöhte Amplituden im zeitlichen Bereich zwischen Oberflächen- und Rückwandecho. Durch Analyse eines A-Scans können Aussagen über die Zusammensetzung der Probe und die mögliche Präsenz von Defekten an diesem einen untersuchten Punkt getroffen werden. Die anderen möglichen Scan-Modi bauen auf dem A-Scan auf, indem Linien oder Flächen gerastert werden und an vielen Punkten A-Scans durchgeführt werden. So kann mit einem B-Scan das Tiefenprofil entlang einer Linie oder mit einem C-Scan die Amplitude zu in einer gewissen Zeitdifferenz zur Pulserzeugung auf einer Fläche betrachtet werden. Letzteres entspricht einem Querschnitt der Probe in konstanter Tiefe von der Oberfläche. Im Fall dieser Arbeit bietet sich ein C-Scan für die Untersuchung einer Grenzfläche in konstantem Abstand von der Oberfläche an. Das Ergebnis eines C-Scans ist ein zweidimensionales Grauwertbild, bei dem jedes Pixel einem A-Scan entspricht, der wiederum zu einem bestimmten Zeitpunkt oder Zeitintervall ausgewertet wurde. Um vom Signal eines A-Scans einen einzelnen Wert zu erhalten, wird in diesem Zeitintervall, auch als Gate bezeichnet, beispielsweise das Maximum oder ein Mittelwert gebildet. Dieser Wert, übertragen in den Wertebereich 0 bis 255, führt zu einem Grauwertbild. Weitere grundlegende Informationen zu dieser Messmethode finden sich unter anderem in [139, 141–143].

2.5.2 Optische Oberflächencharakterisierung

Neben einer Vielzahl von mechanischen bzw. mikromechanischen Methoden können Oberflächenstrukturen auch optisch charakterisiert werden. So ist die Methode der Fokusvariation auch als Teil der Norm DIN EN ISO 25178-6 eine Möglichkeit zur Bestimmung der Oberflächenrauheit [144]. Die Oberflächen der einzelnen Komponenten bei der Untersuchung der Kontaktentwicklung wurden in dieser Arbeit mit zwei optischen Verfahren auf verschiedenen Größenskalen untersucht.

Bestimmung durch Fokusvariation

Viele optische Mikroskope mit automatisch verfahrbarer z -Achse bieten die Möglichkeit, dreidimensionale Strukturen mittels Fokusvariation abzubilden. Dabei wird der Umstand genutzt, dass optische Mikroskope meist eine sehr geringe Tiefenschärfe aufweisen. Bei Betrachtung einer dreidimensionalen Struktur bei entsprechend hoher Vergrößerung sind nur Bereiche fokussiert, die in einer bestimmten Höhe liegen. Werden mehrere Bilder in verschiedenen Abständen zur Probenoberfläche aufgenommen, so kann in jedem Bild analysiert werden, welche Bereiche scharf, also im Fokus, dargestellt sind. Aus dieser Information im Zusammenhang mit der Höhe, in der das Bild aufgenommen wurde, kann jedem Punkt eine Höhe zugewiesen und somit ein dreidimensionales Modell der Oberfläche erstellt werden. Details zur Theorie hinter der Methode sowie die praktische Umsetzung finden sich in [145] und [146]. Da die Größe von Strukturen, die abgebildet werden können, durch die aktuelle Vergrößerung beschränkt ist, kann es von Vorteil sein, die Messungen eines Bereichs mit verschiedenen Vergrößerung durchzuführen.

Konfokale Laserrastermikroskopie

Im Gegensatz zur klassischen Lichtmikroskopie wird bei der konfokalen Mikroskopie durch eine spezielle Blende nur das reflektierte Licht einer diskreten Fokusebene zum Detektor geleitet. Durch Variation der Fokusebene kann somit jede Höhe der Oberfläche abgedeckt werden. Wird als Beleuchtung eine Punktquelle, z. B. ein Laser, verwendet, kann durch Abrastern der Probenoberfläche ein vollflächiges dreidimensionales Bild der Oberfläche erstellt werden. Durch die Möglichkeit, den Laser und die Fokusebene sehr genau auszurichten, sind mit dieser Methode sehr hohe Auflösungen vor allem in Höhenrichtung in der Größenordnung von wenigen nm sowie laterale Auflösungen von unter $1\text{ }\mu\text{m}$ möglich [147]. Damit ist die Methode im Sinne der Genauigkeit und Auflösung sehr gut mit klassischen Methoden wie Rasterkraftmikroskopie oder anderen mechanischen Methoden vergleichbar [148]. Weitere Details zur Methode und deren Anwendungen finden sich in [147–150].

2.5.3 Digitale Bildkorrelation

Die digitale Bildkorrelation ermöglicht die kontaktlose und vollflächige Bestimmung von Verschiebungen und Verformungen auf der Oberfläche von Proben oder Bauteilen. Im Gegensatz zu klassischen Methoden, wie Extensometern oder Dehnmessstreifen, liegt der große Vorteil darin, dass beispielsweise Dehnungen auf der Oberfläche nicht nur punktuell oder als Flächenmittelwert, sondern vollflächig orts aufgelöst gemessen werden können. Dies geschieht durch den Vergleich von Bildern der Probenoberfläche zu verschiedenen Zeitpunkten. Damit werden für die Anwendung der Methode neben der erforderlichen Korrelationssoftware nur eine Kamera und statistisches Muster auf der zu untersuchenden Oberfläche benötigt. Bei der Nutzung eines Stereo-Kamerasystems ist zudem eine Untersu-

chung der Probenoberfläche im dreidimensionalen Raum möglich. Ausführlich beschrieben ist die Methodik unter anderem in [151–153].

Grundlagen zur digitalen Bildkorrelation

Die Grundlage der Korrelation von zwei Bildern liegt in der Unterteilung des Bildes in kleine Teilbereiche, sogenannte Facetten. Je nach Verhältnis aus Auflösung des Bildes und Größe der Elemente des statistischen Musters wird die Größe der Facetten so gewählt, dass deren Inhalt einen einmaligen Bereich des gesamten Bildes beschreibt. Damit ist es möglich, die Facette des Ursprungsbildes im veränderten Bild eindeutig wiederzufinden und somit Positionsänderungen und Verformungen zu bestimmen. Werden diese Facetten in einem Raster auf dem gesamten Bild eingeteilt, lässt sich die Verschiebung bzw. Verformung des gesamten Bilds lokal bestimmen. Mit geschickter Kombination aus Facettengröße und Abstand kann damit eine Subpixel-Auflösung erreicht werden.

Zweidimensionale Bildkorrelation

Bei der Verwendung einer einzelnen Kamera ist die Korrelation auf eine zweidimensionale Ebene beschränkt. Die Bewegung einer Facette senkrecht zur Probenoberfläche, also variierender Abstand zur Kamera, wirkt aufgrund der Perspektive genauso wie eine Dehnung der Facette in der Ebene. Deshalb muss bei dieser Art der Messung darauf geachtet werden, dass die Deformation ausschließlich in der betrachteten Probenebene stattfindet. Sollen absolute Verschiebungen als Länge bestimmt werden, so ist eine Längenkilibrierung notwendig. Relative Veränderungen wie Dehnungen können auch ohne jegliche Kalibrierung bestimmt werden. Ein großer Vorteil dieser Art der digitalen Bildkorrelation ist, dass als Bildquelle nicht unbedingt Aufnahmen einer klassischen Kamera dienen müssen, sondern Bilder jeglichen Maßstabs oder Ursprungs verwendet werden können [154]. So können beispielsweise Bilderserien von in-situ Versuchen in Verbindung mit einem Rastermikroskop Deformation auf mikroskopischer Ebene sichtbar machen [155].

Dreidimensionale Bildkorrelation

Durch Nutzung von Stereo-Kameras können Punkte und Oberflächen dreidimensional vermessen und während einer Belastung beobachtet werden. Dazu müssen die beiden Kameras aus zwei Perspektiven auf die Oberfläche blicken. Durch eine Kalibrierung des Systems ist es damit möglich, dass aus den Positionen eines Punktes oder einer Facette in den Bildern der beiden Kameras deren Position im dreidimensionalen Raum bestimmt wird. Dadurch wird die Messung von Deformationen auf einer Vielzahl von dreidimensionalen Probenoberflächen ermöglicht. Gerade bei den in dieser Arbeit thematisierten Umform- bzw. Tiefziehversuchen ist das von Vorteil. Gegenüber den noch in den meisten Normen dazu vorgesehenen Methoden zur Bestimmung der Umformgrade bietet die digitale Bild-

korrelation ganz neue Möglichkeiten der Auswertung, weil damit sowohl zeit- als auch orts aufgelöste Auswertungen möglich sind. Die Verwendung von digitaler Bildkorrelation für die Bestimmung der Grenzformänderungskurve wird unter anderem in [131] gezeigt.

2.5.4 Schallemissionsanalyse

Die Schallemissionsanalyse beschäftigt sich mit akustischen Wellen im Ultraschallbereich, im Speziellen mit deren Detektion und Interpretation [151]. Im Allgemeinen entstehen solche Schallwellen durch schnelle Bewegungen in einem Material, wie beispielsweise bei der Entstehung oder dem Wachstum von Rissen. Für die Analyse der Messsignale existieren drei grundlegende Techniken, um auf verschiedene Merkmale des entstandenen Defekts zu schließen. Zum einen kann durch Zählen der Anzahl an Signalen oder deren Energie auf die Menge oder Größe an Defekten geschlossen werden. Durch die Nutzung mehrerer Sensoren und geschickte Anordnung ist mittels Analyse der Laufzeitunterschiede zwischen den Sensoren eine Ortung des Signals und somit eine Bestimmung der Position der Schallquelle möglich [156]. Werden zudem bestimmte Merkmale des Signals aus der Welle extrahiert und verglichen, können Signale klassifiziert werden und somit Signale bestimmten Arten von Schallquellen zugeordnet werden [151]. In dieser Arbeit werden vor allem die ersten beiden Techniken angewendet. Zur Quantifizierung der Daten werden insbesondere die Energie und Anzahl der detektierten Signale verwendet. Die Methode der Lokalisierung von Schallsignalen wird in diesem Fall nicht direkt angewendet. Stattdessen wird durch Verifizierungsmessungen ein Schwellwert bestimmt, unterhalb dessen sich die Laufzeitunterschiede eines Ereignisses befinden müssen, damit der Ursprung des Signals in einem bestimmten Bereich garantiert werden kann. Somit können über einen Filter nur relevante Signale berücksichtigt werden. Weitere Informationen zu dieser Methode finden sich unter anderem in [151, 157–159].

2.5.5 Röntgen-Computertomografie

Für die zerstörungsfreie Werkstoffprüfung ist Röntgen-Computertomografie eine weitverbreitete Methode. Sie ermöglicht es, Strukturen und somit auch Defekte im Inneren einer untersuchten Probe sichtbar zu machen. Details zu Grundlagen und Anwendung sind ausführlich in [151] und [160] präsentiert. Um innere Strukturen darzustellen, werden Durchlichtbilder der Probe aus verschiedenen Winkeln aufgenommen. Da die Röntgenstrahlen in der Probe abhängig vom Material, auf das sie treffen, unterschiedlich stark absorbiert werden, kann aus den Bildern mithilfe eines Rekonstruktionsalgorithmus ein dreidimensionales Modell berechnet werden. Dabei entsprechen die Grauwerte an jeder Position der lokalen Absorption der Röntgenstrahlen, welche mit der Dichte und der Massenzahl des dort vorliegenden Materials zusammenhängt. Ein Gerät für die Durchführung solcher Messungen besteht in der Regel aus einem abgeschirmten Gehäuse, in dem die

Röntgenstrahlen von der Röntgenröhre durch die Probe auf den Detektor gelangen. Der Abstand zwischen Detektor und Röntgenquelle sowie Probe und Quelle ist variabel, wodurch die Vergrößerung und somit die Auflösung eingestellt werden kann. So ist es möglich, Proben mit verschiedenen Größen zu untersuchen, jedoch ist für größere Proben die Auflösung geringer.

Bei der Röntgen-Computertomografie kann es bei Messung und Rekonstruktion zu Artefakten und Messfehlern kommen, vor allem, wenn bestimmte Materialkombinationen oder Probengeometrien untersucht werden. So bringt beispielsweise die Untersuchung von Metall-CFK-Hybriden oft Probleme mit sich, weil es durch Strahlaufhärtung zur Überstrahlung an der Grenzfläche kommen kann. Dies ist besonders ungünstig, wenn die Grenzfläche im Fokus der Untersuchungen liegt, wie es bei hybriden Werkstoffen meistens der Fall ist. Das Problem lässt sich nicht komplett vermeiden, jedoch kann der Einfluss durch Optimierung der Messparameter und den Einsatz von Filtern reduziert werden.

3 Material und Probenpräparation

3.1 Proben Kontaktentwicklung

Für die Untersuchung der Kontaktentwicklung wurde ein mehrschichtiger Lagenaufbau für die Proben gewählt, bei dem sich außen jeweils das Metallblech und im Inneren das thermoplastische CFK-Tape befindet. Der symmetrische Lagenaufbau des Hybrids $[Al/0^\circ_3/Al]$ dient dazu, dass sich die Proben aufgrund der beim Konsolidieren auftretenden thermischen Spannungen im Material nicht verformen. Bei nicht symmetrisch aufgebauten Proben kann es sonst durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Metall und CFK beim Abkühlen durch induzierte thermische Spannungen zu einer Wölbung der Proben kommen. Dies kann einerseits zu einer erhöhten Beanspruchung der Grenzfläche und somit zu ungewollter Dekonsolidierung bzw. Delaminationen oder gar kompletter Trennung der beiden Schichten führen. Zudem erschwert es die Untersuchung mittels Ultraschallmikroskopie, da schon kleine Unebenheiten der Probenoberfläche zu großen Grauwertgradienten in den Aufnahmen führen können. Das wiederum kann die Auswertung der Daten erschweren oder sogar unmöglich machen. Insgesamt bestehen die Proben aus sieben einzelnen Schichten, wie in Abbildung 3.1 dargestellt.

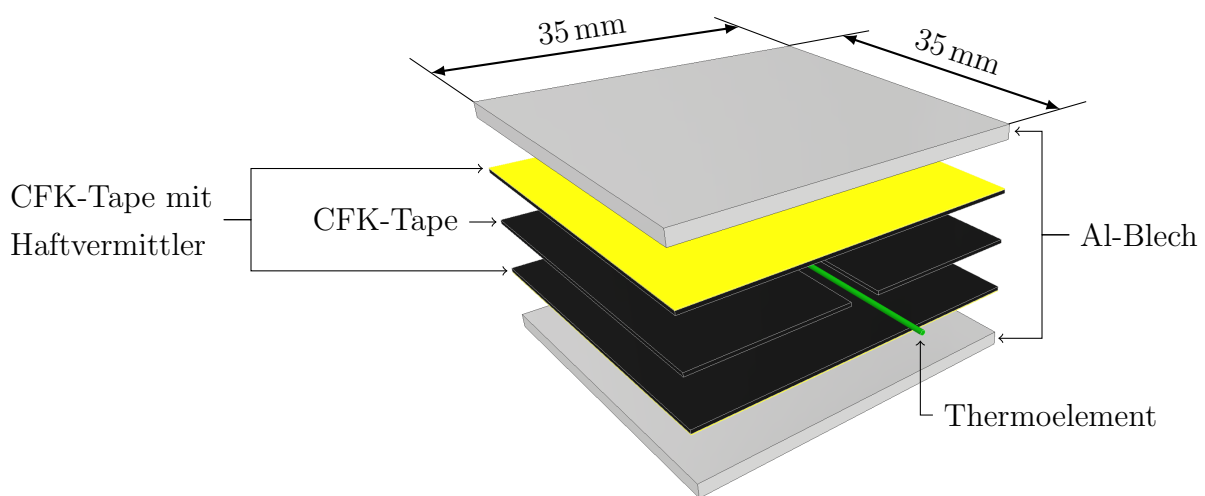


Abbildung 3.1: Schematische Darstellung des Schichtaufbaus der Proben zur Untersuchung der Kontaktentwicklung.

Die metallische Außenschicht besteht unten und oben jeweils aus einem 0,7 mm dicken Aluminiumblech. Bei den CFK-Tapes handelt es sich um carbonfaserverstärktes Polyamid-6 (PA-6) der Firma SGL Carbon GmbH, wobei die Schichten, die mit dem Metall in Kontakt kommen, mit dem Copolyamid-Haftvermittler Vestamelt der Firma Evonik Industries [66] bepulvert wurden. Dieser dient der besseren Anhaftung des CFK am Metallpartner und eignet sich in diesem Fall besonders, weil dieser auf Polyamidbasis aufgebaut und somit gut mit dem Matrixmaterial des CFK kompatibel ist. Die Bepulverung der Tapes fand bei SGL statt, indem die Tapes in einer Anlage elektrostatisch aufgeladen und dann mit dem Haftvermittler in feiner Pulverform besprüht wurden. Um diesen auf der Tapeoberfläche zu binden, wurden die Tapes nach dem Bepulvern in einem Infrarot-Heizfeld oberflächlich angeschmolzen.

Laserstrukturierung der Aluminiumbleche

Im Rahmen der Parametervariation bei der Untersuchung der Kontaktentwicklung sollte auch der Einfluss der Oberflächenrauheit miteinbezogen werden. Aus diesem Grund wurden im Gegensatz zu den blanken Blechen Proben angefertigt, bei denen die Kontaktseite des Blechs zum Polymer mit einem Gravurlaser (gieMARK 30 der Firma Gie-tec GmbH) strukturiert wurde. Der Grad der Strukturierung wird von mehreren Parametern bei der Bearbeitung beeinflusst, wie beispielsweise die Leistung, die Pulsfrequenz und die Rastergeschwindigkeit des Lasers. Da die Proben nach der Konsolidierung mit dem Ultraschallmikroskop untersucht werden sollen, muss sichergestellt sein, dass trotz der Strukturierung ein guter Kontrast an der Grenzschicht erkennbar ist. Bei zu starker Strukturierung tritt zu viel Streuung auf und es können keine sinnvollen Messungen mehr durchgeführt werden. Aus diesem Grund wurden in einer Studie die Parameter variiert und die Ergebnisse der Strukturierung mit den Ergebnissen im Ultraschallmikroskop verglichen. Der Kompromiss aus diesen Ergebnissen sollte eine Variante sein, bei der eine möglichst starke Strukturierung vorliegt, jedoch möglichst wenig Einbußen bei der Scanqualität mittels Ultraschall gemacht werden müssen.

Als Ergebnis der Studie wurde eine Strukturierung mittels horizontalen und vertikalen Linien verwendet, die in einem Abstand von 30 μm zueinander abgerastert wurden. Der Laser wurde mit 80 % seiner maximalen Leistung von 30 W, einer Pulsfrequenz von 40 kHz und einer Markiergeschwindigkeit von 1000 mm/s betrieben.

Vorbereitung für die Konsolidierung

Für das Herstellen der Proben wurden zunächst alle Materialien zugeschnitten. Das 0,7 mm dicke Aluminiumblech wurde mit der Tischkreissäge Mutronic DiaDisc 5200 und einem 1,5 mm dicken Metallsägeblatt in Stücke von 35 mm $\times$ 35 mm gesägt und die Kanten der Stücke wurden anschließend mit Schleifpapier leicht entgratet. Das ist notwendig, da-

mit die Oberfläche des Bleches bei dem späteren Konsolidierungsvorgang keine Grate aufweist, die einen guten Kontakt von Metall und CFK bzw. Haftvermittler verhindern könnten. Die bepulverten Tapes wurden mithilfe einer Gewebeschere ebenfalls in Stücke von $35\text{ mm} \times 35\text{ mm}$ geschnitten, die reinen CFK-Tapes in Stücke von ca. $35\text{ mm} \times 17\text{ mm}$. Um mögliche Verunreinigungen auf der Oberfläche aller Teile der Probe zu entfernen, wurden sowohl die Bleche als auch die Tapes vor dem Zusammensetzen der Probe zunächst gründlich mit Isopropanol gereinigt und anschließend mit Druckluft von letzten Verunreinigungen befreit.

Um das Zusammensetzen der Probe zu vereinfachen und auch reproduzierbarer zu gestalten, wurde eine zweiteilige Präparationshilfe konstruiert und mit einem 3D-Drucker hergestellt. Sie soll dazu dienen, die einzelnen Stücke der Probe beim Stapeln auszurichten und anschließend bis zum Verkleben zu fixieren. Dafür ist diese Form in zwei Hälften konzipiert, die formschlüssig zusammengefügt und wieder getrennt werden können (siehe Abbildung 3.2).

Zunächst werden alle Bestandteile der Probe auf einer sauberen Oberfläche zurechtgelegt (Abb. 3.2a). Das Zusammensetzen der Proben beginnt mit dem Einlegen des ersten Blechs in die Präparationsform, wobei bei Blechen, die einseitig laserstrukturiert wurden, die strukturierte Seite noch oben zeigt (Abb. 3.2b). Anschließend wird das erste bepulverte Tape mit dem Haftvermittler nach unten – zum Metall – in die Form gelegt und dann das Thermoelement so durch den Schlitz der Form platziert, dass dessen Spitze etwa in der Mitte der Probenfläche liegt. Das Kabel des Thermoelements wird außen an der Form mit Haftknete fixiert, damit es bis zur finalen Fixierung in derselben Position bleibt. Da es bei der Präparation dazu kommen kann, dass sich eine unzureichende Verschweißung der Thermoelementspitze löst, wird das Thermoelement während des Zusammensetzens der Probe ständig überwacht, damit eine unzureichende Verbindung noch vor dem Pressen korrigiert werden kann. Um die Dicke des Thermoelements auszugleichen werden links und rechts davon zwei Streifen CFK-Tape von $35\text{ mm} \times 17\text{ mm}$ platziert (Abb. 3.2c) und der Lagenaufbau mit einem weiteren bepulverten Tape und einem Blech symmetrisch fertig aufgebaut. Im letzten Schritt wird die gestapelte Probe mit einem temperaturbeständigen Polyimid-Klebeband fixiert, damit diese bis zur Konsolidierung in Form bleibt und keine Lagen oder das Thermoelement verrutschen. Das stellt zudem sicher, dass potenziell beim Konsolidieren austretendes geschmolzenes Polymer nicht in das Werkzeug gelangt. Dazu wird zunächst die Probe mit einer Klemme auf einer Hälfte in der Präparationsform fixiert (Abb. 3.2d), die zweite Hälfte der Form entfernt und dann die freie Seite der Probe mit einem Streifen Klebeband verklebt (Abb. 3.2e). Da die Probe und das Thermoelement damit zunächst ausreichend fixiert sind, können nun die Klemme und die zweite Hälfte der Form entfernt und der zweite Streifen Klebeband auf die Probe gelegt und diese somit abgedichtet werden (Abb. 3.2f).

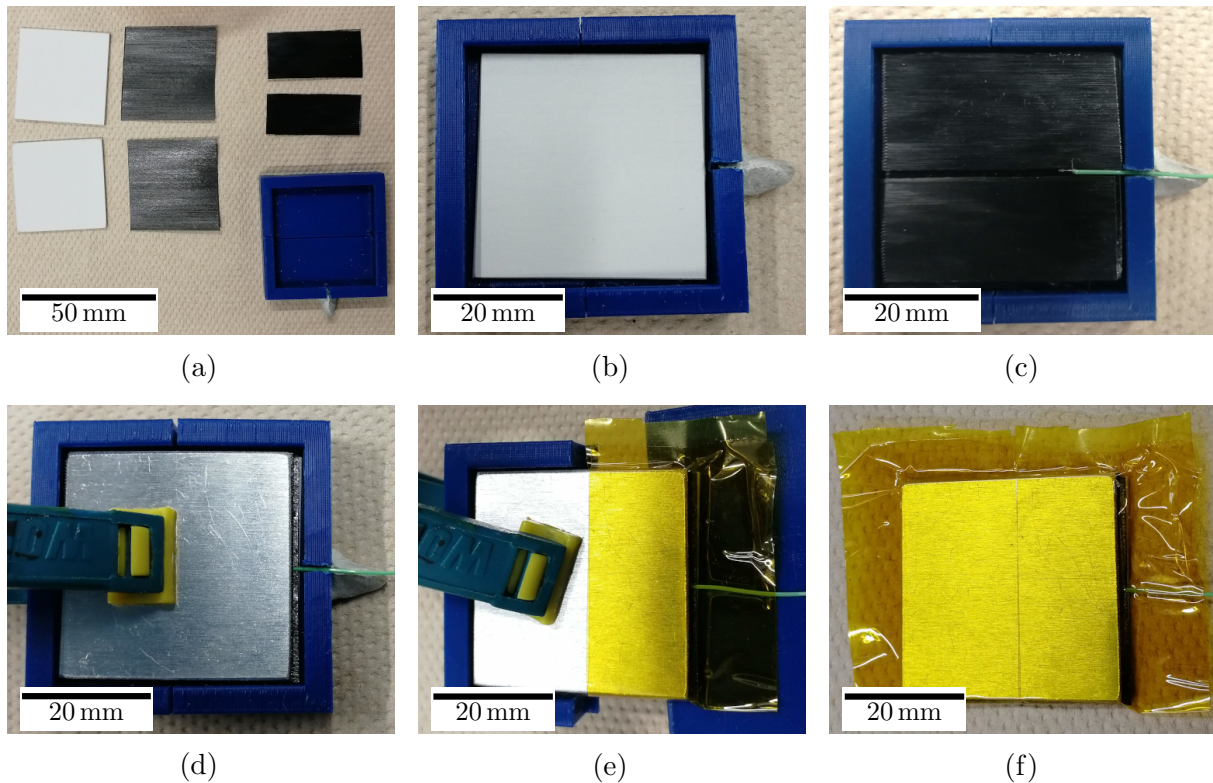


Abbildung 3.2: Präparationsschritte für die Proben zur Untersuchung der Kontaktentwicklung.

Konsolidierung der Proben

Im Anschluss werden die Proben in einem temperierbaren Werkzeug gepresst, um diese zu konsolidieren. Dabei werden die Prozessparameter Presszeit t , Pressdruck p und Werkzeugtemperatur T_W variiert und kontrolliert, um verschiedene Grade der Konsolidierung zu erreichen. Eine ausführliche Beschreibung des Prozesses und des Werkzeugs findet sich in Kapitel 4.1.1.

Vorbereitungen für die Untersuchung im Ultraschallmikroskop

Nach dem Konsolidieren der Probe wird das Klebeband wieder von der Probe entfernt und das Thermoelementkabel direkt am Rand der Probe abgeschnitten (siehe Abbildung 3.3 links). Für den nächsten Schritt der Untersuchungen, die Ultraschallmikroskopie, muss die Probe noch vorbereitet werden, da alle Proben, die nicht vollständig konsolidiert wurden offene Porositäten aufweisen können, die zu Wassereintritt in die Probe führen würden. Dies muss verhindert werden, da eintretendes Wasser aufgrund seiner zum PA-6 sehr ähnlichen akustischen Impedanz den Kontrast zwischen konsolidierten Stellen und Bereichen ohne Kontakt so stark reduziert, dass er nur sehr schwer zu unterscheiden wäre. Deshalb werden die Seiten der Probe mit einem schmalen Streifen Aluminium-Klebeband verschlossen (siehe Abb. 3.3 rechts). Dies reduziert zwar minimal die untersuchbare Fläche, jedoch können dadurch Fehler durch Wassereintritt verhindert werden. Außerdem können

am äußersten Rand der Proben auch Randeffekte auftreten, die nicht repräsentativ für den Zustand der Probe sind, sodass durch das Abkleben insgesamt wenig bis keine relevanten Informationen verloren gehen, sofern der abgeklebte Bereich so schmal wie möglich gehalten wird.



Abbildung 3.3: Probe zur Untersuchung der Kontaktentwicklung nach dem Pressen (links) und nach dem Abkleben mit Aluminiumklebeband zum Abdichten gegen Wassereintritt (rechts).

Vorbereitung der Thermoelemente

Die Thermoelemente spielen für die Überwachung der Probe während des Konsolidierungsvorgangs eine wichtige Rolle, da über den Temperaturverlauf in der Probe später die Konsolidierungszeit bestimmt wird. Somit muss sichergestellt werden, dass das Thermoelement bei allen Proben an der richtigen Position liegt und die beiden Drähte einen stabilen Kontakt aufweisen. Das wird, wie schon zuvor beschrieben, durch eine genaue Fixierung des Thermoelements und eine Überwachung der Thermospannung während der Präparation sichergestellt. Andererseits darf die Einbringung des Thermoelements in die Probe nicht die Ergebnisse der Konsolidierung beeinflussen. Deshalb wird das Thermoelement nicht direkt an der Grenzfläche zwischen Tape und Metall platziert. Für die Auswertung ist zwar die Temperatur genau an dieser Stelle relevant, aufgrund des geringen Abstands von wenigen 100 μm wird dieser jedoch vernachlässigt und das Thermoelement genau in der Mitte der Probe – sowohl in Dickenrichtung als auch in der Fläche betrachtet – platziert. Durch die Platzierung zwischen den Tapelagen und den Ausgleich mit zwei seitlichen Tapeastreifen wird verhindert, dass das Thermoelement beim Konsolidieren durch die Tapelagen an der Grenzschicht gedrückt wird und somit im Scan im Ultraschallmikroskop sichtbar wird. Das würde zum einen zu inkonsistenten Temperaturmessungen, zum anderen zu Artefakten in den Ultraschallscans führen. Zudem werden möglichst dünne Thermoelemente vom Typ K verwendet (Durchmesser der Drähte ohne Isolierung 80 μm), um den Einfluss auf die Konsolidierung gering zu halten, aber auch eine schnelle

Reaktionszeit der Temperaturmessung sicherzustellen. Da das Thermoelement bei jedem Konsolidierungsvorgang in der Probe verpresst wird, werden für die Messreihe vier 2,5 m lange Thermoelemente verwendet. So können immer vier Proben vorbereitet und dann konsolidiert werden. Dazu müssen die Thermoelemente, die von der letzten Probe abgetrennt wurden, zunächst auf wenigen Millimeter abisoliert werden, um die Enden der beiden Thermodrähte zu verschweißen. Dafür wird ein Punktschweißgerät und ein optisches Stereomikroskop verwendet. Die beiden Drähte werden so gebogen, dass sie sich an ihren Spitzen kreuzen und dann zwischen den Elektroden des Schweißgerätes positioniert. Durch einen definierten Strompuls bei einer Spannung von 1,1 V und einer Pulsdauer von 1,5 ms werden die beiden Drähte verschweißt und das Ergebnis optisch, mechanisch als auch durch Messen der Thermospannung überprüft.

3.2 Proben Thermoforming

Die Voruntersuchungen zum Thermoforming werden mit reinen thermoplastischen CFK-Proben durchgeführt. Dafür wird ein bidirektional carbonfaserverstärktes Organoblech mit Polyamid-6 Matrix verwendet, aus welchem 2 mm dicke Proben mit einer Breite von 10 mm und einer Länge von 20 mm entnommen werden. In Hinblick auf den bidirektionalen Aufbau der CFK-Schicht der hybriden Proben für den späteren Nakajima-Versuch wird hier auf einen alternierenden 0° und 90° Lagenaufbau zurückgegriffen. Insgesamt bestehen die Proben aus 14 Schichten CFK-Tape, die als $[0^\circ/90^\circ]_7$ Gelege geschichtet wurden, um eine Dicke von ca. 2 mm zu erreichen.

Die Herstellung der Platten für die verwendeten Proben erfolgt mittels Heißpressverfahren. Für jede Platte werden die dafür benötigten 14 Tape-Lagen mit den Maßen von $10\text{ cm} \times 10\text{ cm}$ zugeschnitten, geschichtet und das Gelege mit einer Trennfolie umhüllt in der Pressform platziert. Die Pressform wird ebenfalls mit Trennfolie umwickelt und so in die Heißpresse eingelegt. Die Trennfolie dient dabei zum Schutz der Pressform und der Pressflächen vor möglichem austretenden Polymer während des Pressvorgangs.

Pressvorgang

Der Pressvorgang wird mithilfe eines definierten Temperatur- und Druckprofils durchgeführt. Als Zielwerte werden für den Druck 10 bar und eine Temperatur von 240°C eingestellt. Der Ablauf ist schematisch in Abbildung 3.4 dargestellt. Zum Start des Pressvorgangs werden die Pressplatten zusammengefahren und auf den Zieldruck geregelt. Gleichzeitig beginnen die Platten zu heizen und erreichen in ungefähr 30 min die Zieltemperatur. Diese wird für eine vollständige Konsolidierung der Platte etwa 20 min gehalten, bevor die Heizung des Geräts ausgeschaltet wird und die Platte zunächst passiv abkühlen kann. Das soll verhindern, dass durch das sehr schnelle Abkühlen aufgrund einer direkt

eingeschalteten aktiven Kühlung der Pressplatten starke thermische Spannung und so Dekonsolidierung oder andere ungewünschte Effekte auftreten. Deshalb kühlt die Platte zunächst passiv in 75 min bis auf etwa 135 °C ab, bevor die aktive Wasserkühlung die Pressplatte und die Pressform mit der Platte in wenigen Minuten auf Raumtemperatur herunterkühlt. Anschließend wird die Platte aus der Pressform entnommen und die Trennfolie wird entfernt.

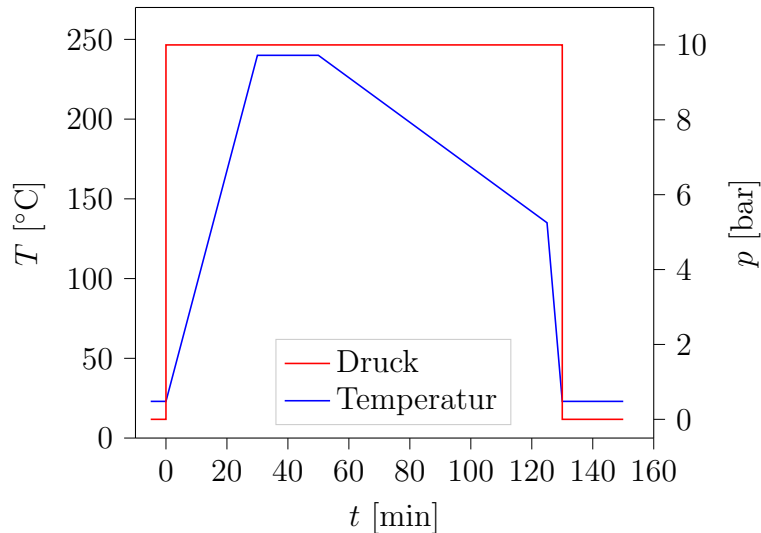


Abbildung 3.4: Schematischer Verlauf von Druck und Temperatur während des Pressvorgangs in der Heißpresse.

Zuschnitt der Proben

Der Zuschnitt der Platte erfolgt mit einem gezahnten, diamantierten PKD-Sägeblatt an der Mutronic Diadisc 5200. Vor dem Zuschnitt der Proben aus der Platte werden die Randbereiche mit einer Breite von 10 mm entfernt und dann insgesamt 18 Proben mit den Maßen 10 mm × 20 mm entnommen. Im Nachgang werden die Proben gereinigt und eindeutig benannt.

3.3 Proben Nakajima-Versuch

Beim Material der Proben für die Nakajima-Versuche handelt es sich um Faser-Metall-Lamine und Aluminiumblech aus dem Projekt „MAI CC4 hybrid“. Das Blech besteht aus 0,3 mm dickem 1050 Aluminium und die hybriden Proben weisen einen symmetrischen Lagenaufbau $\text{Al} - [0^\circ_2/90^\circ_2/0^\circ_2/90^\circ_2]_{\text{sym}} - \text{Al}$ auf, bei welchem ebenso das 0,3 mm starke 1050 Aluminiumblech die Metalllage bildet. Die Mittelschicht besteht aus carbonfaserverstärktem Polyamid-6 der Firma SGL Carbon GmbH mit Fasern des Typs Sigrafil C T50-4.0/240-T140 [9].

Die Probengeometrien sind an die Norm DIN EN ISO 12004-2 [123] angelehnt und in Abbildung 3.5 dargestellt. Der Außenradius R_a ist anhand der Dimensionen des Probenhalters und des Stempels auf 80 mm festgelegt. Für den Kehlradius R_K lässt die Norm DIN EN ISO 12004-2 einen Spielraum von 20 mm bis 30 mm zu, für die Steglänge l_S sind bei einem Stempeldurchmesser von 100 mm Werte von 25 mm bis 50 mm vorgesehen. Für die Proben dieser Arbeit werden als Werte $R_K = 30$ mm und $l_S = 25$ mm gewählt. Um, wie in der Norm vorgesehen, verschiedene Belastungszustände zu erreichen, werden als Stegbreiten b_S die fünf Varianten 30 mm, 50 mm, 70 mm, 90 mm und der Vollkreis verwendet. Im Folgenden werden die Proben nach ihrer Stegbreite mit P₃₀ bis P₉₀ und die Vollkreisprobe mit P_{VK} bezeichnet.

Das Blech und die Faser-Metall-Lamine liegen als Platten vom Hersteller SGL Carbon GmbH vor und werden mittels abrasivem Wasserstrahlverfahren in die jeweiligen Probengeometrien zugeschnitten. Für die Verwendung mit dem Bildkorrelationssystem müssen die Proben vor der Prüfung mit einem statistischem Sprengelmuster versehen werden. Dies geschieht, indem mit einer Farbsprühpistole zunächst eine weiße, deckende Grundierung auf die Probenoberfläche aufgetragen wird und anschließend mit höherem Druck und geringer Farbzugabe ein feines, gesprenkeltes Muster erzeugt wird.

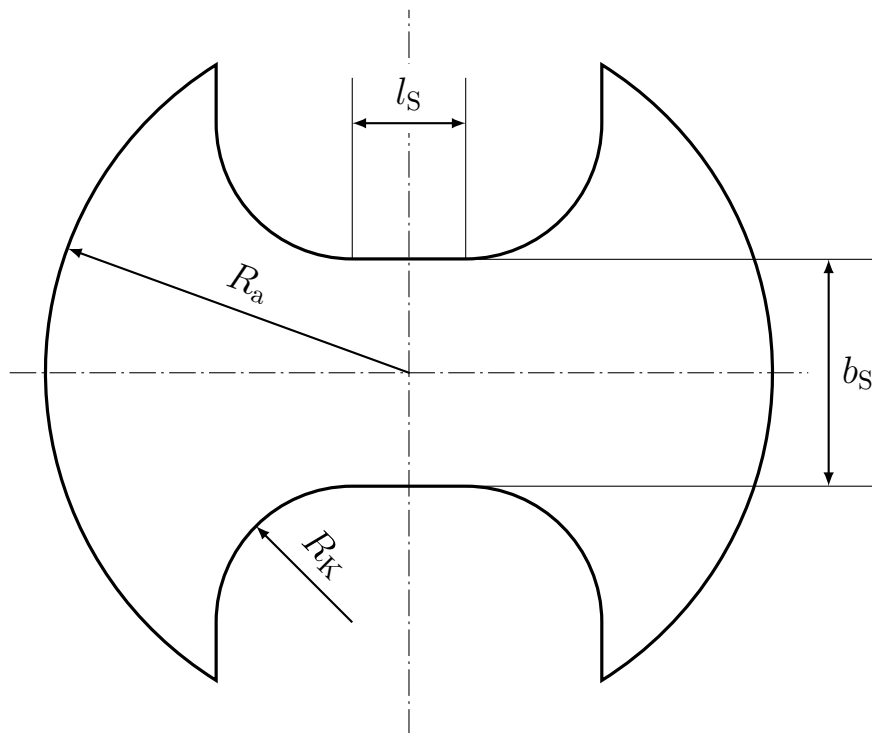


Abbildung 3.5: Probengeometrie der Proben für den Nakajima-Versuch. Für die einzelnen Proben wurde die Stegbreite b_S in fünf Schritten zwischen 30 mm bis zum Vollkreis variiert.

4 Versuche und Auswertung

4.1 Versuchsaufbauten und Messreihen

4.1.1 Konsolidierungsversuche zur Untersuchung der Kontaktentwicklung bei Faser-Metall-Laminaten

Für die Untersuchung der Kontaktentwicklung müssen Proben bei einer definierten Temperatur mit definiertem Druck und für eine definierte Zeit verpresst werden. Dafür wurde ein Aufbau entwickelt, mit dem es möglich ist, die Parameter des Prozesses sehr genau zu kontrollieren. Der Aufbau für diese Versuche muss dabei einige Anforderungen erfüllen:

- Kontrollierbarer konstanter Pressdruck
- Aktiv heiz- und kühlbares Presswerkzeug zur Einstellung einer gleichmäßigen Oberflächentemperatur
- Hohe Heiz- und Kühlrate
- Geringe Wärmeleitung vom Werkzeug an die Prüfmaschine

Konzipierung des Werkzeugs

Auf Basis der oben genannten Anforderungen wurde ein Versuchsaufbau mit speziellem Werkzeug konzipiert. Dieses besteht aus zwei Teilen (Details siehe Abbildung 4.1): dem temperierten Pressteil, dessen Oberfläche Kontakt zur Probe hat und dem Adapterteil, das als Verbindung zum Zapfen der Prüfmaschine dient. Um die Wärme während des Versuchs im Pressteil zu halten, werden Press- und Adapterteil mit zwei Zwischenschichten aus speziellem druck- und wärmebeständigem Dämmmaterial verbunden. Dabei besteht eine metallische Verbindung zwischen den beiden Teilen nur über zwei Führungsbolzen und eine Schraube, sodass zusammen mit dem niedrigen Wärmeleitungskoeffizienten der Dämmschicht eine gute thermische Isolierung des Pressteils erreicht wird.

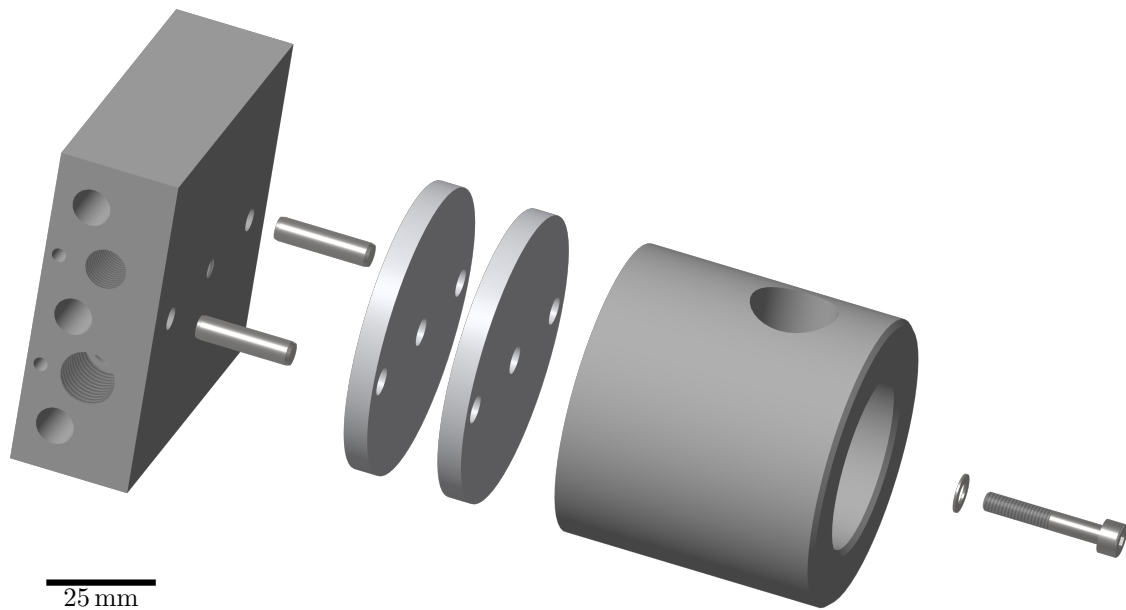


Abbildung 4.1: Explosionsdarstellung des Werkzeugs (von rechts nach links): M4 Zylinderkopfschraube zur Verbindung, Tellerfeder, Adapterteil, zwei Schichten Dämmmaterial, Zylinderstifte zur Ausrichtung und Pressteil.

Das Adapterteil ist zylindrisch mit Durchmesser 60 mm und Höhe 55 mm und hat als Aufnahme für den Zapfen der Prüfmaschine eine 50 mm tiefe axiale Bohrung mit Durchmesser 36 mm sowie eine Querbohrung mit Durchmesser 18 mm für den Sicherungsbolzen. Auf der Oberseite befinden sich Bohrungen für die Führungsbolzen und die Verschraubung. Die Dämmteile sind ebenfalls zylindrisch, haben den Radius des Adapterteils und sind mit Durchgangsbohrungen für Schraube und Bolzen versehen. Jede der beiden Dämmplatten pro Werkzeughälfte hat eine Dicke von 5 mm. Das Pressteil ist ein Quader mit einer Grundfläche von 70 mm × 70 mm und Höhe 25 mm. Auf der Unterseite sind entsprechend dem Adapterteil zwei Bohrungen für die Führungsbolzen sowie zentral ein M4-Gewinde für die Verschraubung eingebracht. Parallel zur Pressfläche befinden sich mehrere Bohrungen für Heizung und Kühlung des Werkzeugs. Zum Heizen sind je Werkzeughälfte drei Bohrungen für Heizpatronen vorgesehen, die beiden Kühlkanäle sind auf der Zuflussseite mit einem G $\frac{1}{4}$ "- und auf der Abflussseite mit einem G $\frac{1}{2}$ "-Gewinde für den Anschluss von Fittings versehen. In Abbildung 4.2 sind die beiden Werkzeughälften mit montierten Heizpatronen und Fittings als Modell dargestellt. Um die Beweglichkeit des Werkzeugs zu bewahren, geschieht der Zu- und Abfluss des Kühlwassers durch Schläuche, welche an die Fittings angeschlossen werden. Außerdem werden Verlängerungsfittings verwendet, an deren Ende der Schlauch mittels Schnellverschluss angeschlossen werden kann, damit die Temperatur an den Schlauchanschlüssen durch den größeren Abstand zum Werkzeug gering gehalten wird. Diese Bereiche werden zusätzlich mit Lüftern gekühlt. Wie in Abbildung 4.2 zu erkennen, sind die Verlängerungen des oberen Werkzeugs länger als die des unteren, damit genug Platz für alle Schläuche nach unten bleibt.

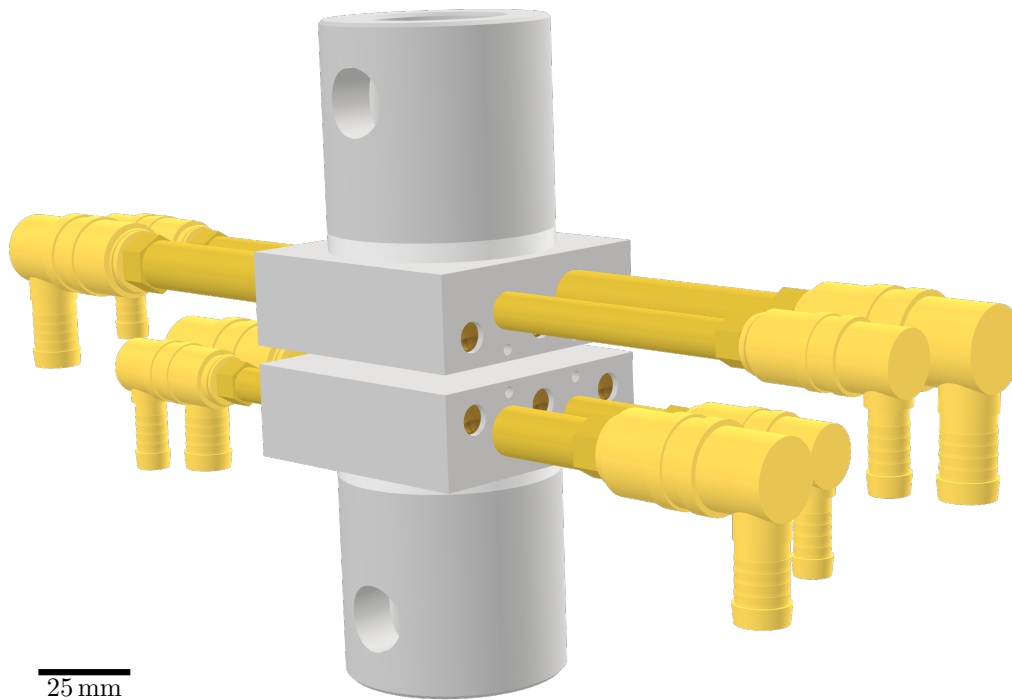


Abbildung 4.2: Darstellung der beiden Werkzeughälften mit eingebauten Heizpatronen und montierten Fittings für die Kühlung.

Das größere Gewinde auf der Abflusseite soll sicherstellen, dass ab dem Moment, in dem das Kühlwasser das heiße Werkzeug im Kühlkanal berührt, keine Reduktion des Leitungsdurchmessers durch Fittings in Flussrichtung vorliegt, um eine mögliche Druckentwicklung durch verdampfendes Wasser zu verhindern. Durch die Wahl der Durchmesser wird, wie in Abbildung 4.3 zu sehen, der Leitungsdurchmesser ab dem Eintritt ins Werkzeug sowohl durch das Werkzeug als auch beim Eingang in das Fitting zum Abfluss nicht mehr kleiner. Zur Überwachung der Temperatur im Werkzeug sind zwei Bohrungen nahe der Pressfläche eingebracht, die mit einem Thermoelement ausgestattet werden können. Diese zwei Bohrungen liegen direkt über den Kühlkanälen 3 mm unter der Pressfläche und reichen mit ihrer Länge von 35 mm bis zur Mitte der Oberfläche (siehe Abbildung 4.3). Außerdem besitzt die untere Werkzeughälfte eine weitere Bohrung mittig unterhalb der Heizpatronen für das Thermoelement des Heizreglers. Die einzelnen Teile werden durch eine Verschraubung und zwei Führungsbolzen verbunden. Die beiden Bolzen verhindern mittels Formschluss ein Verdrehen des Pressteils auf dem Adapterteil, während die Schraube die Teile zusammenhält. Das ist ausreichend, weil das Werkzeug in der Anwendung nur auf Druck belastet wird und die Verbindung somit lediglich das Gewicht des Pressteils mit Anbauteilen halten muss. Die Schraubverbindung ist zusätzlich mit einer Tellerfeder versehen, um die im Vergleich zum Stahl stärkere thermische Ausdehnung des Dämmmaterials zu kompensieren, ohne die Verschraubung zu stark zu beanspruchen. Entsprechend des beschriebenen Entwurfs wurde das Werkzeug in zweifacher Ausführung für Ober- und Unterseite des Presswerkzeugs aus korrosionsbeständigem 1.2085 Werkzeugstahl gefertigt.

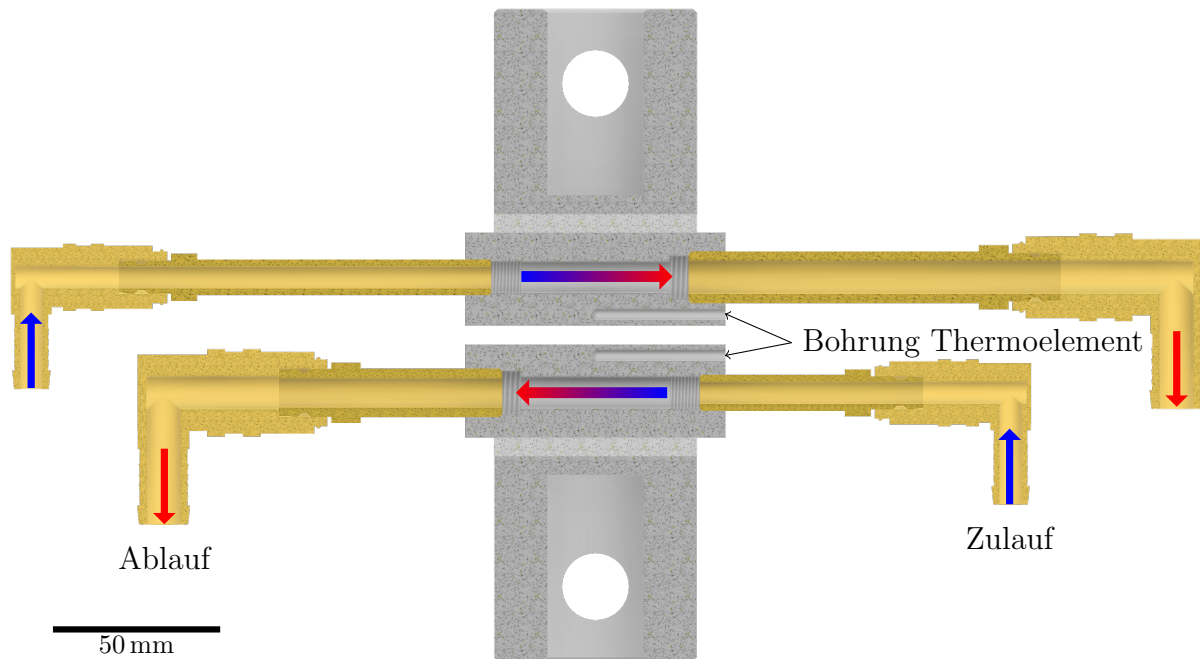


Abbildung 4.3: Halbschnitt der Werkzeuge durch die Kühlkanäle und die Bohrungen für das Thermoelement. Die Zuläufe der Kühlkanäle sind mit blauen, die Abläufe mit roten Pfeilen markiert.

Umsetzung der Werkzeugtemperierung

Eine Temperierung des Werkzeugs ist zum einen notwendig, um die nötige Schmelztemperatur des beteiligten Polymers für die Konsolidierung zu erreichen, zum anderen wird auch eine Kühlung benötigt, um den Prozess schnellstmöglich durch Unterschreiten der Schmelztemperatur zu beenden. Zudem ist für einen akzeptablen Probendurchsatz ein schnelles Abkühlen des Werkzeugs auf Raumtemperatur unverzichtbar. Das Heizen des Werkzeugs wird mittels Heizpatronen bewerkstelligt, die formschlüssig in das Werkzeug eingebracht werden (Position siehe (1) in Abbildung 4.4). Für jede Werkzeughälfte stehen drei Heizpatronen mit jeweils 200 W Leistung zur Verfügung, also insgesamt 1200 W. Diese werden vor der Montage im Werkzeug mit Grafitsspray beschichtet, um eine bessere Passung sowie eine bessere thermische Kopplung zum Werkzeug sicherzustellen. Gesteuert werden die Heizpatronen mit einem PID-Regler, der wiederum über ein Thermoelement im Werkzeug regelt (siehe (5) in Abbildung 4.4). Die Position für dieses Thermoelement ist bewusst nicht möglichst nahe an der Pressfläche gewählt, um ein Überschwingen der Regelung beim Einlegen der kalten Probe zu verhindern. Wird nach einer Temperatur nahe der Oberfläche geregelt, sinkt diese gemessene Reglertemperatur beim Einlegen einer kalten Probe leicht ab. Dabei handelt es sich jedoch nur um einen lokalen Effekt, der sich auch ohne ein Nachregeln nach wenigen Sekunden wieder ausgleicht. Die für das Aufheizen der Probe benötigte Energie von Raum- auf Werkzeugtemperatur ist deutlich geringer als die im Werkzeug vorliegende Wärme, sodass das Aufheizen der Probe durch das massive

Metallwerkzeug ohne Nachregeln nur eine kleine Temperaturabsenkung des Werkzeugs nach sich zieht. Wenn jedoch nach dieser lokalen Temperatur geregelt wird, kommt es zu einem ungewünschten Überschießen der Temperatur. Eine entsprechende Anpassung der PID-Parameter, die ein schnelles Reagieren auf solch eine Temperaturänderung verhindert, würde allerdings wieder einen Zeitverlust beim Aufheizen bedeuten. Deshalb wird stattdessen das Regler-Thermoelement unterhalb der Heizpatronen positioniert, wo der Effekt des Temperaturabfalls nur sehr gering ausfällt und die Probe die Zieltemperatur ohne Überspringen erreichen kann.

Zum Kühlen des Werkzeugs wird ein Wasserkreislauf verwendet, bei dem eine Tauchpumpe von einem Wasserbehälter das Wasser mit Raumtemperatur durch die insgesamt vier Kühlkanäle des Werkzeugs fließen lässt. Damit potenziell verdampftes Wasser nicht zu überhöhtem Druck im System führt, wurde hier ein offenes System gewählt, bei dem das erwärmte Kühlwasser wieder aus dem Schlauch in den Wasserbehälter fließt. An der höchsten Stelle des Kreislaufs wurde außerdem ein Entlüftungsventil angebracht, durch das nach einem Abkühlvorgang Luft ins System gelangen und somit das Wasser aus den Leitungen zurückfließen kann. Das ist einerseits wünschenswert, da stehendes Wasser in den Kühlkanälen beim Aufheizen zusätzlich Energie aufnimmt und somit die Aufheizdauer verlängert, zum anderen kommt es durch die punktuelle Erwärmung und das Verdampfen von Wasser im Werkzeug zu Oszillationen im Wasserkreislauf. Der Kühlvorgang beginnt, indem die Heizung gestoppt und die Pumpe gestartet wird. Bei längeren Versuchsreihen ist zudem zu beachten, dass dem Wasserreservoir mit der Zeit immer mehr Wärme zugeführt wird, sodass dieses sich mit der Zeit erwärmt. Eine höhere Kühlmitteltemperatur führt jedoch dazu, dass die Kühlrate vor allem für niedrigere Temperaturen geringer ausfällt. Das wiederum bedeutet eine Verlängerung des Abkühlprozesses und gefährdet unter Umständen die Vergleichbarkeit der Versuche. Deshalb wurde bei den Versuchen sichergestellt, dass die Wassertemperatur nicht über 30 °C steigt, um eine Vergleichbarkeit aller Messungen zu gewährleisten. Abbildung 4.4 gibt einen Überblick der Positionen und Funktionen der einzelnen Bohrungen im Pressteil des Werkzeugs.

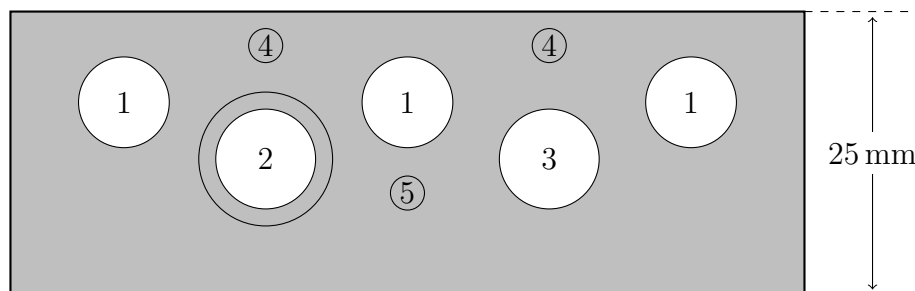


Abbildung 4.4: Übersicht der Bohrungen im Pressteil des Werkzeugs: (1) Heizpatronen, (2) Ablauf Kühlung, (3) Zulauf Kühlung, (4) Thermoelement Temperaturüberwachung, (5) Thermoelement Regelung.

Temperaturüberwachung am Werkzeug

Für die Auswertung der Messungen ist theoretisch nur der Temperaturverlauf der Probe von Relevanz. Doch um einen einwandfreien Zustand des gesamten Prozesses zu garantieren, ist es sinnvoll, auch das thermische Verhalten des Werkzeugs zu beobachten. So kann bei Abweichungen vom normalen Verhalten frühzeitig gehandelt werden, wenn sich z. B. zeigt, dass eine Werkzeughälfte oder ein Bereich eines Werkzeugs nicht die gewünschte Temperatur erreicht, weil etwa eine Heizpatrone ausfällt. Deshalb wird die Temperatur zusätzlich zur Probe noch an fünf Positionen im Werkzeug mitaufgezeichnet. Hierfür wurden die Positionen rechts und links der Mitte nahe der Pressfläche auf beiden Werkzeughälften und zusätzlich die Position unterhalb der Heizpatronen, auf deren Temperatur geregelt wird, ausgewählt (siehe Abbildung 4.4). Für die Aufzeichnung der Daten wird eine RedLab USB-Messbox verwendet, welche auf insgesamt acht Kanälen entweder Thermoelemente auslesen oder Spannungen messen kann. Zusätzlich werden mit den zwei übrigen Kanälen das Kraft- und Wegsignal der Prüfmaschine aufgezeichnet. Die Aufnahme aller Daten erfolgt mit einer Abtastrate von ca. 6 Hz.

Thermische Verifizierung des Aufbaus

Vor der Nutzung des Werkzeugs für die Messreihe wurde es auf sein thermisches Verhalten geprüft, außerdem wurden die Regelparameter optimiert. Wie zu Beginn von Kapitel 4.1.1 beschrieben, soll das Werkzeug eine möglichst gleichmäßige Temperaturverteilung auf der Pressfläche aufweisen, schnell aufheiz- und abkühlbar sein und wenig Wärmeenergie in Richtung der Prüfmaschine abgeben. Um das thermische Verhalten des Werkzeugs zu charakterisieren, wurden Heiz- und Abkühlversuche mit dem Werkzeug durchgeführt. Dabei wurden die Temperaturen an verschiedenen Stellen im Werkzeug und einer Probe mittels Thermoelementen und die Oberflächentemperaturen mittels einer Wärmebildkamera beobachtet. Dabei sollte herausgefunden werden, welche Zeiten bis zum Erreichen einer stabilen Temperatur benötigt werden und wie schnell der Abkühlvorgang abläuft. Zudem sollte sichergestellt werden, dass möglichst wenig Wärme an die Prüfmaschine abgegeben wird und die Pressfläche eine gleichmäßige Temperatur aufweist.

Kontrolle der Prozessparameter

Die wichtigsten Prozessparameter für die Konsolidierung sind Pressdruck, Zieltemperatur und Konsolidierungszeit. Der Pressdruck kann relativ einfach durch die aufgebrachte Kraft der Prüfmaschine definiert werden. Bei bekannter Fläche der Probe A_{Probe} lässt sich die einzustellende Kraft F bei gewünschtem Druck p über Formel 4.1 bestimmen:

$$F = p \cdot A_{\text{Probe}} \quad (4.1)$$

Da der Druck während des gesamten Pressvorgangs konstant bleiben soll, muss die Prüfmaschine die thermische Ausdehnung des Aufbaus und das Aufschmelzen der Probe kompensieren. Dafür wird eine Kraftregelung verwendet. Für den Konsolidierungsprozess ist eine bestimmte Zieltemperatur für die Probe relevant, geregelt wird jedoch auf eine Temperatur im Werkzeug. Deshalb muss der Zusammenhang zwischen eingestellter Werkzeugtemperatur und Probertemperatur bestimmt werden, sodass für eine gewünschte Probertemperatur die entsprechende Reglertemperatur eingestellt werden kann. Die Konsolidierungszeit kann letztendlich erst in der Auswertung des Temperaturverlaufs bestimmt werden. Da aber in einer solchen Messreihe nur die Abhängigkeit des Konsolidierungsgrades von der Zeit gefragt ist, ist es nicht notwendig, eine bestimmte Konsolidierungszeit zu erreichen. Deshalb wird für die Definition der Zeit gestoppt, wie lange die gemessene Probertemperatur z. B. über der Schmelztemperatur liegt. So wird im Prozess nach dem Beginn des Pressvorgangs die Probertemperatur beobachtet, beim Erreichen der Schmelztemperatur eine Stoppuhr gestartet und nach Erreichen der gewünschten Zeit gleichzeitig die Heizung aus- sowie die Pumpe eingeschaltet. Somit können beliebig lange Zeiten eingestellt werden, mindestens aber 0 s, also ein Start der Kühlung beim Erreichen der Schmelztemperatur. Da die Kühlung nicht sofort einsetzt, befindet sich die Konsolidierungszeit auch bei eingestellten 0 s im Bereich einiger Sekunden. Sind noch kürzere Zeiten gewünscht, kann die Kühlung bereits beim Erreichen einer Temperatur unter der Schmelztemperatur gestartet werden.

Ablauf der Messreihe

Vor der Durchführung der Messreihe wurde ein in vier einzelne Messreihen aufgeteilter Parameterraum abgesteckt, den die Messungen abdecken sollen (siehe Tabelle 4.1). Dieser umfasst die aufgebrachte Kraft durch die Prüfmaschine, die eingestellte Zieltemperatur, auf die das Werkzeug geregelt wird, und die Zeiten, die die Probe über der Zieltemperatur liegen soll. Zusätzlich wird eine Variation der Metalloberfläche mitaufgenommen, indem zum einen ausschließlich gereinigte Bleche und zum anderen laserstrukturierte Bleche verwendet werden. Dabei unterscheidet sich jede Messreihe nur in einem Parameter von der Referenzmessreihe, um die Einflüsse eindeutig identifizieren zu können. Anhand der festgelegten Parameter wird ein Versuchsplan aufgestellt, der jeder Probe eine eindeutige Bezeichnung sowie alle relevanten Parameter zuordnet.

Tabelle 4.1: Prozessparameter der vier Messreihen.

Messreihe	p [kPa]	T_W [°C]	Oberfläche Metall	Konsolidierungszeiten [s]
Referenz	80	210	glatt	0 bis ca. 200
Pressdruck	40, 400	210	glatt	0 bis ca. 200
Temperatur	80	195	glatt	0 bis ca. 200
Oberfläche	80	210	strukturiert	0 bis ca. 30

Zu Beginn wird die Probe wie in Kapitel 3.1 beschrieben hergestellt. Vor dem Pressen wird das Thermoelement an den Thermologger angeschlossen und eine kurze Testmessung von mehreren Sekunden gestartet, um sicherzustellen, dass das Thermoelement in der Probe ein verlässliches Signal abgibt. Liegen keine Auffälligkeiten vor, kann der Prozess gestartet werden, indem die Aufzeichnung der Daten und die Heizung gestartet werden. Anderenfalls muss die Präparation wiederholt werden. Außerdem wird an der Prüfmaschine das Messprogramm gestartet und die Maschine fährt lagegeregt einen Werkzeugabstand von 5 mm an. Nun wird abgewartet, bis das Werkzeug seine Zieltemperatur erreicht hat und ca. 5 min nach Beginn stabil hält. Die Probe wird mithilfe eines langen Blechstücks mittig in das Werkzeug gelegt und das Programm der Prüfmaschine fortgesetzt, sodass diese zunächst lagegeregt einen Werkzeugabstand von 2 mm anfährt und dann kraftgeregt den vorher definierten Wert ansteuert. Dabei wird die PID-Regelung der Prüfmaschine anfangs beobachtet, damit im Falle einer starken Oszillation eingeschritten werden kann. Sobald die Probe im Werkzeug liegt, steigt ihre Temperatur sehr schnell und in dem Moment, in dem diese 220 °C überschreitet, wird eine Stoppuhr gestartet und die vorher festgelegte Zeit, wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, abgewartet. Zum Ende der Konsolidierungszeit wird gleichzeitig die Heizung gestoppt und die Pumpe für die Kühlung gestartet, während die PID-Regelung der Prüfmaschine wieder wegen möglicher Oszillationen beobachtet wird. Sind schließlich alle Temperaturen im Werkzeug unter 30 °C, wird die Pumpe wieder gestoppt und das Kühlsystem durch Öffnen eines Ventils am höchsten Punkt entlüftet, sodass sich für den nächsten Heizvorgang kein Wasser mehr im System befindet. Letztlich wird das Programm der Prüfmaschine beendet, sodass sich das Werkzeug öffnet und die Probe entnommen werden kann.

Durchführung der Ultraschallmessungen

Für die Bestimmung des D_{ic} werden an den gepressten Proben Messungen im Ultraschallmikroskop durchgeführt. Wie in Kapitel 2.5.1 beschrieben, basiert die Untersuchung einer Grenzfläche auf dem Unterschied der akustischen Impedanz am Materialübergang. In diesem Fall sind hauptsächlich zwei Übergänge von Bedeutung: von Aluminium zu PA-6 und von Aluminium zu Luft. Der Übergang von Aluminium zu PA-6 tritt an einer konsolidierten Stelle auf, während der Übergang zu Luft an Stellen entsteht, die entweder nicht konsolidiert bzw. delaminiert sind oder an denen eine Pore vorliegt. In Tabelle 4.2 sind unter anderem auch die Werte für die akustische Impedanz der an den Messungen beteiligten Materialien aufgelistet. Dabei wird klar, dass der Impedanzsprung von Aluminium zu Luft deutlich größer ausfällt, als von Aluminium zu PA-6. Trotzdem ist der Unterschied zwischen Aluminium und PA-6 noch groß genug, um eine messbare Reflexion zu verursachen. Somit ist von einer konsolidierten Grenzfläche ein schwaches, von einer nicht konsolidierten oder delaminierten Grenzfläche ein sehr starkes Signal zu erwarten. Beim Vergleich der Impedanzen von PA-6 und Wasser wird jedoch klar, dass der sehr

geringe Unterschied keinen guten Kontrast zwischen diesen Materialien bedeutet. Das ist der Grund, weshalb die zuvor beschriebene Abdichtung der Proben gegen Wassereintritt wichtig ist. Befindet sich Wasser an der Grenzfläche eines nicht konsolidierten Bereichs, ist so gut wie kein Kontrast zu den konsolidierten Bereichen messbar, was eine Bestimmung des D_{ic} unmöglich macht.

Tabelle 4.2: Akustische Kennwerte der für die Messungen relevanten Materialien.

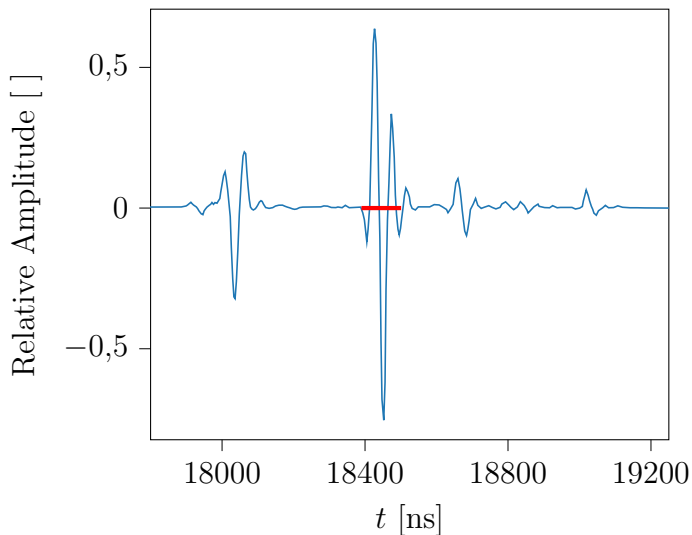
Material	Wasser [161]	Luft [161]	Aluminium [162]	PA-6 [162]
Dichte [kg/m^3]	1000	1,3	2700	1150
Schallgeschw. [m/s]	1500	330	6207	2561
Impedanz [Pa s/m]	$1,5 \cdot 10^6$	400	$16,67 \cdot 10^6$	$3,11 \cdot 10^6$

Zur Anwendung kommt ein Transducer mit einer Frequenz von 15 MHz an einem Ultraschallmikroskop „v8“ der Firma KSI. Für die Messung wird die Probe auf einem nivelierbarem Probehalter im Wasserbad platziert (siehe Abbildung 4.5b). Vor dem Start der Messung wird für jede Probe der Transducer fokussiert, indem dieser in z -Richtung verfahren wird und nach der Position gesucht wird, an dem das Signal von der Grenzfläche ein Maximum erreicht. Anschließend wird der Transducer mittig über der Probe platziert und die Messung eines C-Scans gestartet. In Tabelle 4.3 sind die dabei verwendeten Messparameter aufgelistet.

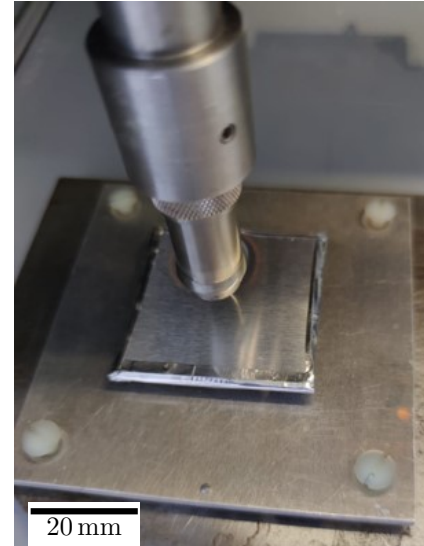
Tabelle 4.3: Parameter für die Erstellung der C-Scans am Ultraschallmikroskop.

Auflösung	Messlänge	Gain	Gate Position	Gate Breite	Modus	Phase
500 px	35 mm	11 dB	404 ns	111 ns	Peak	negativ

Wie in Kapitel 2.5.1 beschrieben besteht ein C-Scan aus einer Reihe von einzelnen A-Scans, die über eine bestimmte Fläche in regelmäßigen Abständen durchgeführt werden. In diesem Fall hat dieser Bereich eine Fläche von $35 \text{ mm} \times 35 \text{ mm}$ und wird mit $500 \text{ px} \times 500 \text{ px}$ aufgelöst. Ein beispielhafter Verlauf eines solchen A-Scans ist in Abbildung 4.5a dargestellt. Dort ist bei etwa 18 000 ns das Oberflächensignal zu erkennen, das beim Reflex am Übergang vom Wasser zum Aluminium entsteht. Etwa 500 ns später ist dann das Hauptsignal sichtbar, das an der zu untersuchenden Grenzfläche entsteht. Die Amplitude ist in diesem Fall für das Grenzflächensignal größer als für das Oberflächensignal, weil der Fokuspunkt etwa an der Grenzfläche liegt und somit Signale, die nicht fokussiert sind geringer ausfallen. Dahinter sind in regelmäßigen Abständen weitere schwache Signale erkennbar, die auf tieferliegende Grenzschichten oder Mehrfachreflexionen zurückgehen. Um kleine Unebenheiten oder geringe Verkippen der Probe auszugleichen, wird ein Surface-Trigger verwendet, der mittels eines Schwellwerts das Signal der Probenoberfläche detektiert und diesen Zeitpunkt als relativen Nullpunkt der Zeit bestimmt.



(a)



(b)

Abbildung 4.5: Beispielhafter A-Scan mit markiertem Bereich für das C-Scan-Gate in Rot (a) und Messaufbau mit Probe und Transducer im Wasserbad (b).

Somit kann das Gate für die Auswertung des C-Scans relativ dazu gesetzt werden und es ist sichergestellt, dass relativ zur Probenoberfläche immer in der selben Tiefe ausgewertet wird. In diesem Fall ist das C-Scan-Gate zwischen 404 ns und 515 ns relativ zur Detektion des Oberflächensignals festgelegt. In Abbildung 4.5a ist dieser Bereich durch einen roten Balken markiert. Im Bereich des Gates wird nun für jeden Bildpunkt bzw. A-Scan das Maximum des negativen Signals als Wert verwendet und für die Ausgabe in Bildform aus dem Zahlenbereich von 0 bis -1 in den Bereich von 0 bis 255 übertragen.

Charakterisierung der Oberflächenstrukturen der Fügepartner

Da die Oberflächenstruktur beim Fügen von hybriden Bauteilen sowohl bezüglich der Haftung, aber auch der Dynamik der Kontaktentwicklung von großer Bedeutung ist, wurden alle Oberflächen der verwendeten Fügepartner daraufhin untersucht. Dafür wurde ein Laserrastermikroskop der Firma Keyence verwendet, welches Oberflächen sowohl mit der Methode der Fokusvariation als auch mit der konfokalen Laser-Methode vermessen kann. Dies bietet den Vorteil, dass ein großes Längenspektrum abgedeckt werden kann. Das Mikroskop verfügt über sechs verschiedene Objektive, die jeweils für Licht- und Konfokalmikroskopie verwendet werden. Die Verwendung verschiedener Vergrößerungen bzw. Objektive ist notwendig, um alle Größenordnungen an Strukturen abzudecken. Jede Aufnahme und somit die abbildbare Größe von Strukturen ist nach oben durch die lateralen Dimensionen des Bildes und nach unten durch die Auflösung begrenzt. Als Alternative zur Verwendung verschiedener Vergrößerung kann auch ein Bild mit hoher Auflösung und großer Breite und Länge, beispielsweise durch Stitching, aufgenommen werden, jedoch resultiert das in großen Datenmengen und langen Analysezeiten. Aus diesem Grund wird in

dieser Arbeit auf die Kombination der verfügbaren Objekte zurückgegriffen. In Tabelle 4.4 sind die Auflösungen und Messlängen einer Aufnahme für die sechs verschiedenen Objektive aufgelistet. Damit zeigt sich, dass einerseits mit einer Aufnahme mit $2,5\times$ -Vergrößerung eine Messlänge von fast 6 mm, andererseits mit $150\times$ -Vergrößerung eine laterale Auflösung von 95 nm möglich ist.

Untersucht wurde jeweils eine Probe des blanken Tapes, des bepulverten Tapes, des unbehandelten Blechs und des laserstrukturierten Blechs. Es wurden jeweils pro Objektiv und Messmodus Aufnahmen an fünf zufällig auf der Probe ausgewählten Bereichen durchgeführt. Die Ausrichtung der Proben war für alle Aufnahmen konstant, um die Auswertung nach Richtung zu ermöglichen.

Tabelle 4.4: Auflösung und Messlängen einer Aufnahme für die verschiedenen Objektive des Laserrastermikroskops.

Objektiv	Auflösung [$\mu\text{m}/\text{px}$]	Messlänge horizontal	Messlänge vertikal
$2,5\times$	5,663	5,80 mm	4,35 mm
$5\times$	2,670	2,73 mm	2,05 mm
$10\times$	1,362	1,39 mm	1,05 mm
$20\times$	0,681	697,34 μm	523,01 μm
$50\times$	0,274	280,58 μm	210,43 μm
$150\times$	0,095	95,28 μm	72,96 μm

4.1.2 Thermoformingversuche an carbonfaserverstärktem PA-6

Das Ziel der Thermoforming-Versuche bestand darin, das Verhalten des thermoplastischen CFK-Halbzeugs beim thermischen Umformen zu untersuchen und optimale Prozessparameter für weitere Untersuchungen zu finden.

Versuchsaufbau

Der Aufbau (schematisch dargestellt in Abbildung 4.6) besteht aus zwei Hauptkomponenten: einem Umluftofen zum Temperieren der Proben, der diese vor dem Umformen auf die Zieltemperatur aufheizt, und eine Universalprüfmaschine mit Temperierkammer und entsprechendem Umformwerkzeug. Der Umluftofen dient dazu, die Proben vor dem Umformen auf eine Temperatur zu bringen, die über der Schmelztemperatur liegt, aber nicht zu nahe an der Zersetzungstemperatur des Matrixmaterials. Hier wird für das Matrixmaterial Polyamid-6 mit einer Schmelztemperatur von ca. 220°C und einsetzender Degradation ab ca. 350°C eine Temperatur von 270°C für das Vorheizen verwendet. Das ist nötig, weil die Probe, wie auch in industriellen Prozessen, beim Transport zum Werkzeug als auch bei Kontakt mit dem kühleren Werkzeug schnell an Temperatur verliert.

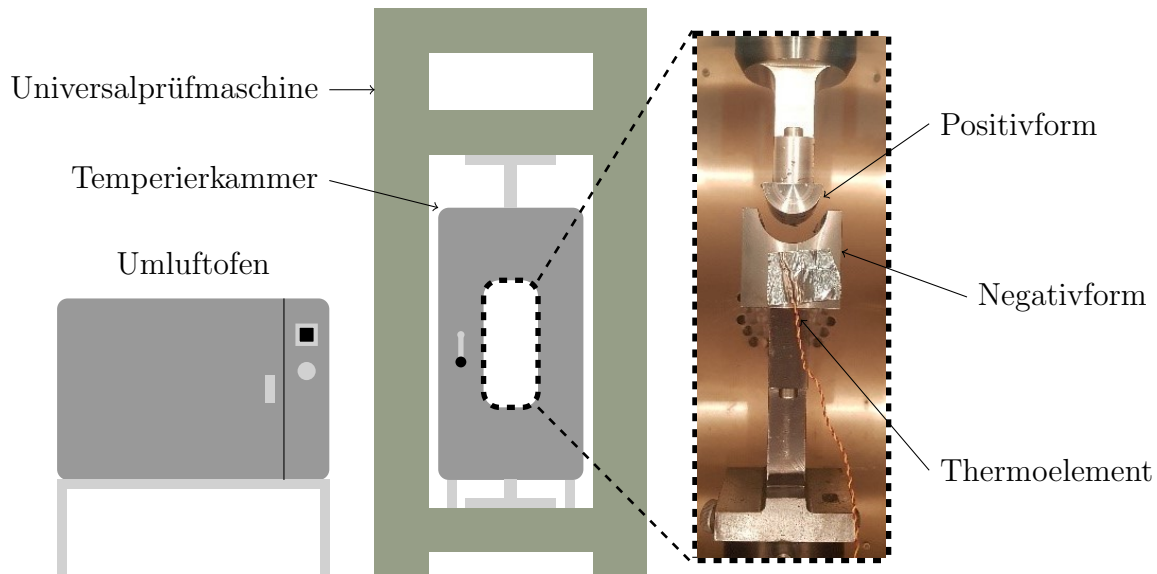


Abbildung 4.6: Schematischer Versuchsaufbau für die Thermoforming-Versuche mit Umluftofen zum Vorheizen der Proben (links), der Prüfmaschine mit Temperierkammer (mittig) und einer vergrößerten Darstellung des Werkzeugs in der Temperierkammer (rechts).

Der andere Teil des Aufbaus, bestehend aus Universalprüfmaschine, Temperierkammer und Umformwerkzeug, wird nach dem Aufheizen der Probe für das tatsächliche Umformen der Proben benötigt. Die Prüfmaschine dient hier dazu, den nötigen Pressdruck aufzubringen und zu messen und den Positivteil des Werkzeugs zu verfahren. Die Temperierkammer, die im Prüfraum der Prüfmaschine platziert wird und somit das Werkzeug umschließt, hält das Werkzeug auf der gewünschten Temperatur. Wie in Abbildung 4.6 zu erkennen, wird die Werkzeugtemperatur über ein Thermoelement überwacht. Das Umformwerkzeug besteht selbst aus zwei Teilen (siehe Abbildung 4.7): einer Positiv- und einer Negativform, wobei die Zielform einer zylindrischen Halbkreisform entspricht. Somit handelt es sich beim Positivteil des Werkzeugs um einen Halbzylinder und bei der Negativform um einen Block mit einer Aussparung in Form der Positivform, allerdings mit einem der Probendicke angepassten, größeren Durchmesser. Für diese Versuche wurden insgesamt zwei verschiedene Werkzeuge gefertigt, jeweils eine Negativform, deren Radius bei 17 mm bzw. 9,5 mm liegt. Als Positivformen konnten entsprechende Druckstempel mit Radien 15 mm und 7,5 mm, die für die Verwendung in Biegeversuchen gedacht sind, verwendet werden. Entsprechend der Länge der Druckstempel wurden auch die Negativformen mit einer Länge von 70 mm gefertigt.

Um diese Formen mit der Prüfmaschine verbinden zu können, wird das Werkzeug genau wie die Druckstempel für Biegeversuche mit zwei Bohrungen und zwei Gewinden an der Unterseite versehen, damit es mit einem vorhandenen Adapterteil für Biegeversuche verwendet werden kann. Damit die anfangs noch über Schmelztemperatur liegenden Proben beim Abkühlen und Pressen nicht mit dem Werkzeug verkleben, werden beide Kontaktflächen des Werkzeugs mit Hochtemperaturklebeband beklebt.

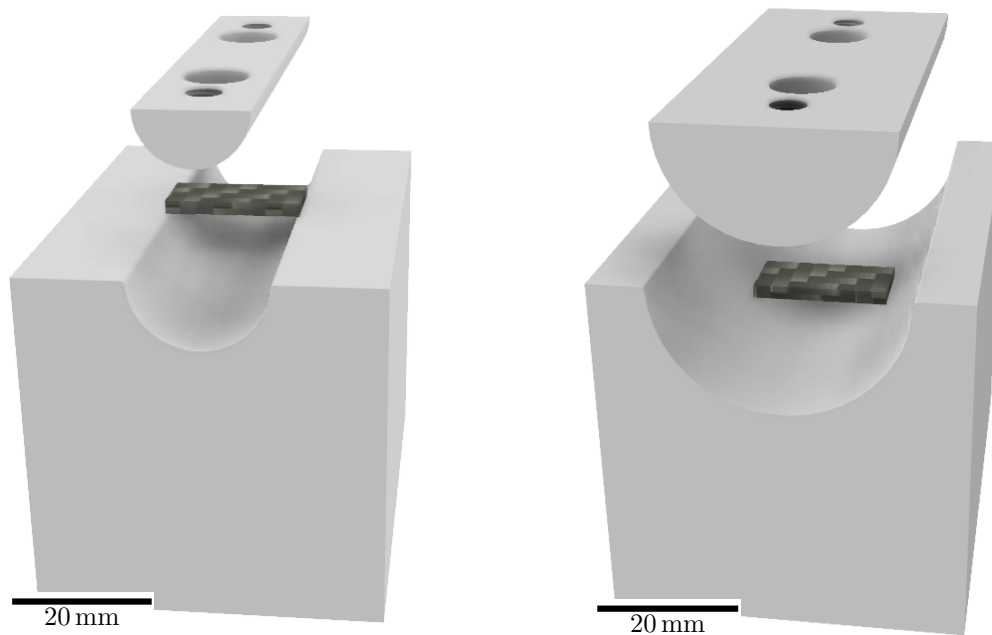


Abbildung 4.7: CAD-Darstellung des kleinen (links) und großen (rechts) Werkzeugs, jeweils mit einer eingelegten Probe ($20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 2\text{ mm}$). Die Negativformen besitzen Außenmaße von $70\text{ mm} \times 50\text{ mm} \times 50\text{ mm}$.

Versuchsablauf

Der Versuch beginnt mit dem ausreichenden Vorheizen des Ofens auf 270°C und der Temperierkammer auf die gewünschte Zieltemperatur, welche der Werkzeugtemperatur des Versuchsplanes entspricht. Haben beide Öfen stabil die Zieltemperatur erreicht wird eine Probe in den Vorheizofen gelegt und dort mehrere Minuten aufgeheizt, bis diese komplett aufgeschmolzen ist und auch stabil die Zieltemperatur erreicht hat. Dann werden beide Öfen geöffnet, die Probe wird mittels eines Probenhalters vom Ofen mittig in das Werkzeug gelegt und beide Öfen werden wieder geschlossen. Mit dem Starten des Ablaufs in der Steuerungssoftware der Prüfmaschine fährt das Positivwerkzeug zunächst mit einer Geschwindigkeit von 200 mm/min bis kurz vor die Probenoberfläche und presst dann mit der zuvor definierten Pressgeschwindigkeit, bis der Zieldruck erreicht ist. Währenddessen sinkt die Probentemperatur innerhalb von 10 s bis 20 s auf die Werkzeugtemperatur ab. Nach einer gesamten Presszeit von 40 s öffnet sich das Werkzeug wieder und die Probe kann entnommen werden, wonach diese außerhalb langsam weiter auf Raumtemperatur abkühlt. Abbildung 4.8 zeigt den Temperaturverlauf einer Probe vom Aufheizen auf Zieltemperatur bis zum Abkühlen im Werkzeug für die drei verschiedenen Werkzeugtemperaturen. Der graue Bereich zeigt die Zeit, in der die Probe Kontakt zum Werkzeug hatte. Nach einer stabilen Temperatur von 270°C im Ofen verliert die Probe bereits auf dem Transport ins Werkzeug etwas an Temperatur. Bei Kontakt fällt diese jedoch schnell stabil auf die Temperatur des Werkzeugs, bis sie wieder entnommen wird.

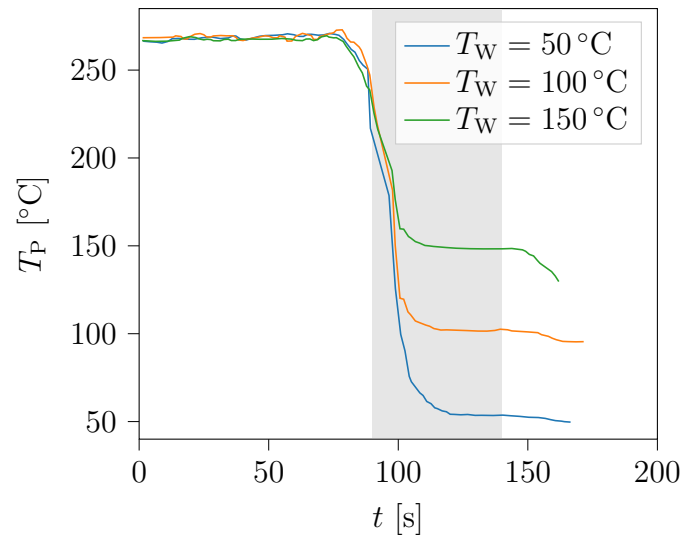


Abbildung 4.8: Verlauf der Probentemperatur T_P für die drei verschiedenen Werkzeugtemperaturen T_W mit dem Zeitraum des Kontakts zwischen Werkzeug und Probe in Grau.

Versuchsumfang

Wie zuvor erwähnt, werden als Parameter die Pressgeschwindigkeit, der Pressdruck, die Werkzeugtemperatur und der Umformradius variiert. Es werden für jede untersuchte Variation drei Proben umgeformt. Aufgrund des sehr großen Probenumfangs von 81 Proben bei Untersuchung aller Parameterkombinationen werden alle möglichen Kombinationen mit dem großen Umformradius von 15 mm durchgeführt und anschließend die daraus besten Parameter noch einmal mit dem kleineren Radius von 7,5 mm untersucht, um den Einfluss dieser Größe zu bestimmen. In Tabelle 4.5 sind die Parameter des ersten Durchlaufs an Versuchen aufgelistet.

Tabelle 4.5: Parameter für die Untersuchungen mit dem großen Umformradius.

Parameter	Werte		
Pressgeschwindigkeit [mm/min]	2	10	20
Pressdruck [kPa]	125	500	1000
Werkzeugtemperatur [°C]	50	100	150

Nach der Durchführung und Auswertung der Messungen des ersten Schritts wurde für den zweiten Schritt mit dem kleineren Umformradius eine geringere Auswahl mit insgesamt nur noch 24 Proben definiert (siehe Tabelle 4.6).

Tabelle 4.6: Parameter für die Untersuchungen mit dem kleinen Umformradius.

Parameter	Werte	
Pressgeschwindigkeit [mm/min]	10	
Pressdruck [kPa]	500	1000
Werkzeugtemperatur [°C]	100	150

Nachbereiten der Proben

Da die Qualität der Umformung mittels qualitativer und quantitativer Beurteilung auf Basis materialografischer Daten geschehen sollte, wurden die Proben nach der Umformung zur Anfertigung von Schliffbildern in ein Harz (EpoFix der Firma Struers) eingebettet. Je nach Umformgrad der Proben konnten so zwischen drei und vier Proben je Behältnis auf einmal eingebettet werden. Die Proben wurden mittels passender Probenhalter in den Formen fixiert, um eine korrekte Ausrichtung quer zur Schliffoberfläche zu gewährleisten und dann mit dem Harz eingegossen. Nach der finalen Aushärtung des Einbettmaterials nach 24 Stunden wurden die Proben aus den Behältnissen gelöst und von losen Resten befreit.

Der Schleif- und Poliervorgang wurde an einem Gerät der Firma Struers in Anlehnung an das Vorgehen von Guglhör [92], wie in Tabelle 4.7 dargestellt, durchgeführt.

Tabelle 4.7: Ablauf des Poliervorgangs zur Erstellung von Schliffbildern.

Platte	Suspension	Kraft	Umdrehungen Scheibe/Halter	Dauer
MD-Fuga 220	Wasser	15 N	150/120 min ⁻¹	bis plan
MD-Fuga 1200	Wasser	15 N	120/120 min ⁻¹	7 min
MD-Largo	Diamant 9 µm	15 N	150/120 min ⁻¹	6 min
MD-Largo	Diamant 6 µm	20 N	150/120 min ⁻¹	10 min
MD-Largo	Diamant 3 µm	30 N	150/120 min ⁻¹	20 min
MD-Largo	Diamant 1 µm	30 N	150/120 min ⁻¹	20 min

Im Anschluss an das Polieren der Proben wurden hochauflösende Lichtmikroskopaufnahmen mithilfe eines Zeiss SmartZoom 5 angefertigt. Dazu wurde eine gemischte Belichtung aus Koaxial- und Ringlicht verwendet, um den bestmöglichen Kontrast zwischen Fasern, Matrix und Porositäten zu erzielen. Als Vergrößerung wurde der Faktor 230× mit einer Auflösung von 0,91 µm/px gewählt. Die Vorteile dieser Auflösung sind der hohe Detailgrad und die Möglichkeit, auch die Carbonfasern mit einem Durchmesser von etwa 7 µm sowie kleine Porositäten auflösen zu können. Da das Mikroskop mit dieser Vergrößerung nicht die gesamte Probenfläche auf einmal abbilden kann, muss das Gesamtbild durch Stitching erstellt werden. Das Mikroskop bietet hierfür die Möglichkeit, dies automatisch durchzuführen, indem vorher in einem Übersichtsbild der Bereich festgelegt wird. Je nachdem, wie plan die Probe ist, muss unter Umständen der Autofokus für das Stitching aktiviert werden, wodurch sich die Bildbearbeitungszeit jedoch stark erhöht. Für die spätere Bildbearbeitung ist zu beachten, dass die Beleuchtung und Belichtungseinstellungen möglichst für alle Aufnahmen gleich oder ähnlich zu halten sind, da sonst das auf den Grauwerten basierende Schwellwertverfahren inkonsistente Ergebnisse produziert.

4.1.3 Nakajima-Versuche zur Untersuchung der Umformbarkeit von Faser-Metall-Laminaten

Im Rahmen des Projektes MAI CC4 HybCar war es eines der Ziele einen adaptierten Aufbau, angelehnt an die Prüfmethode nach Nakajima DIN EN ISO 12004-2 [123], zu entwickeln, mit dem im Labormaßstab das Umformverhalten von hybriden carbonfaser-verstärkten Thermoplast-Metall-Laminaten untersucht werden kann. Da die Ziele dieser Untersuchungen weit über die reine Bestimmung einer Grenzformänderungskurve nach der Norm hinausgehen und das Prüfen eines Hybridlaminats weitere Herausforderungen mit sich bringt, wurde ein von Grund auf neuer Versuchsaufbau entwickelt. Eine CAD-Darstellung des Aufbaus ist in Abbildung 4.9 gezeigt. Folgende Anforderungen musste der Aufbau erfüllen:

- Der Aufbau muss in einer Universalprüfmaschine und deren Temperierkammer Platz finden.
- Die Probe muss mindestens eine Temperatur von 230 °C erreichen, damit das Polymer aufgeschmolzen wird.
- Obwohl sich die Probe in der Temperierkammer befindet, muss ihre Oberfläche beim Umformen mit einem Kamerasystem zur digitalen Bildkorrelation einsehbar sein. Dafür muss auch genügend Licht auf die Oberfläche gelangen.
- Die hohe Temperatur im Ofen darf nicht Teile der Prüfmaschine erwärmen, um keine Beschädigungen zu verursachen.
- Die Maße der Proben sowie des Stempels und der Matrize müssen im Rahmen der von der Norm vorgegebenen Maße liegen.
- Die Klemmung muss für verschiedene Probenarten und bei hohen Kräften sowie hohen Temperaturen eine sichere Fixierung der Proben gewährleisten, auch bei der Untersuchung von hybriden Proben, deren Polymer bei der Prüftemperatur aufgeschmolzen ist.
- Der mechanische Aufbau muss entsprechend den Limitationen der verwendeten Prüfmaschine bzw. Kraftmessdose und für die Untersuchung dickerer Metallproben Kräften von bis zu 50 kN standhalten können.
- Aufgrund der Abmaße der Temperierkammer und der großen Länge des Stempels müssen potenzielle Querkkräfte kompensiert werden und es muss sichergestellt sein, dass eine zentrierte Belastung der Probe erreicht wird.

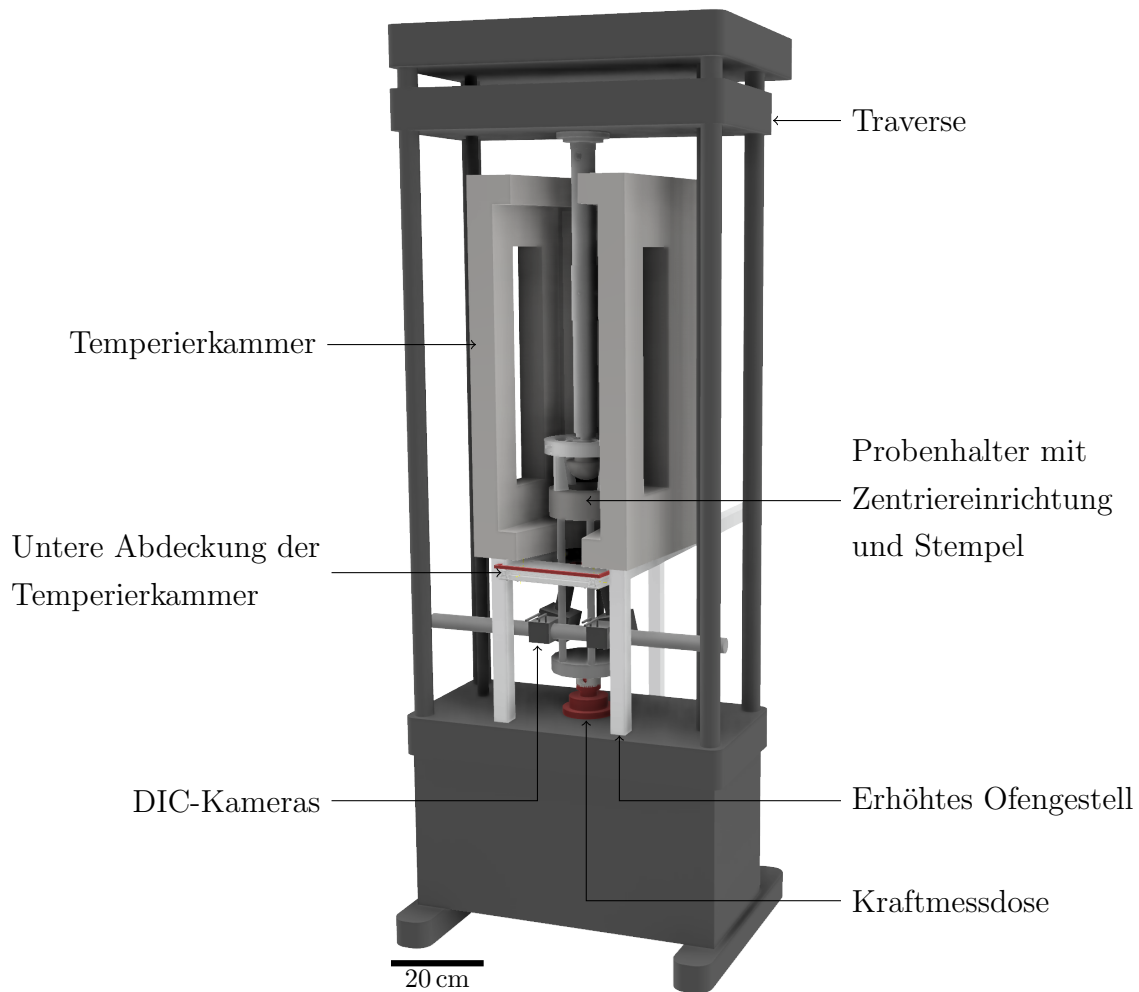


Abbildung 4.9: Darstellung des adaptierten Aufbaus nach Nakajima in der Prüfmaschine.

Allgemeiner Versuchsaufbau

Als Basis für den Aufbau wird die Kriechprüfmaschine Kappa 50 DS der Firma Zwick-Roell mit der entsprechenden Temperierkammer gewählt, da diese Maschine einen großen Prüfraum und gute Zugänglichkeit von allen Seiten aufweist. Somit sind Prüfkräfte von bis zu 50 kN und der Einbau der Kameras für die Bildkorrelation unter der Temperierkammer möglich. In der Temperierkammer befindet sich der Probenhalter mit Zentriervorrichtung (siehe Abbildung 4.10), der über drei Stangen mit der Basisplatte und dort mit der Kraftmessdose der Prüfmaschine verbunden ist. Die Zentriervorrichtung hält den Stempel, der über eine Verlängerung mit der oberen Traverse verbunden ist, mittig über der Probe und gewährleistet somit, dass die Probe gleichmäßig und mittig belastet wird. An der unteren Öffnung des Ofens ist eine Abdeckung angebracht, in die eine Scheibe integriert ist, die den darunter gelegenen Kameras für die Bildkorrelation einen Blick auf die Probe im Prüfraum ermöglicht. Weiter sind unterhalb der Temperierkammer noch mehrere Strahler zur Beleuchtung der Probe für die Bildkorrelation sowie Lüfter angebracht, die ein Aufheizen der Kraftmessdose verhindern.

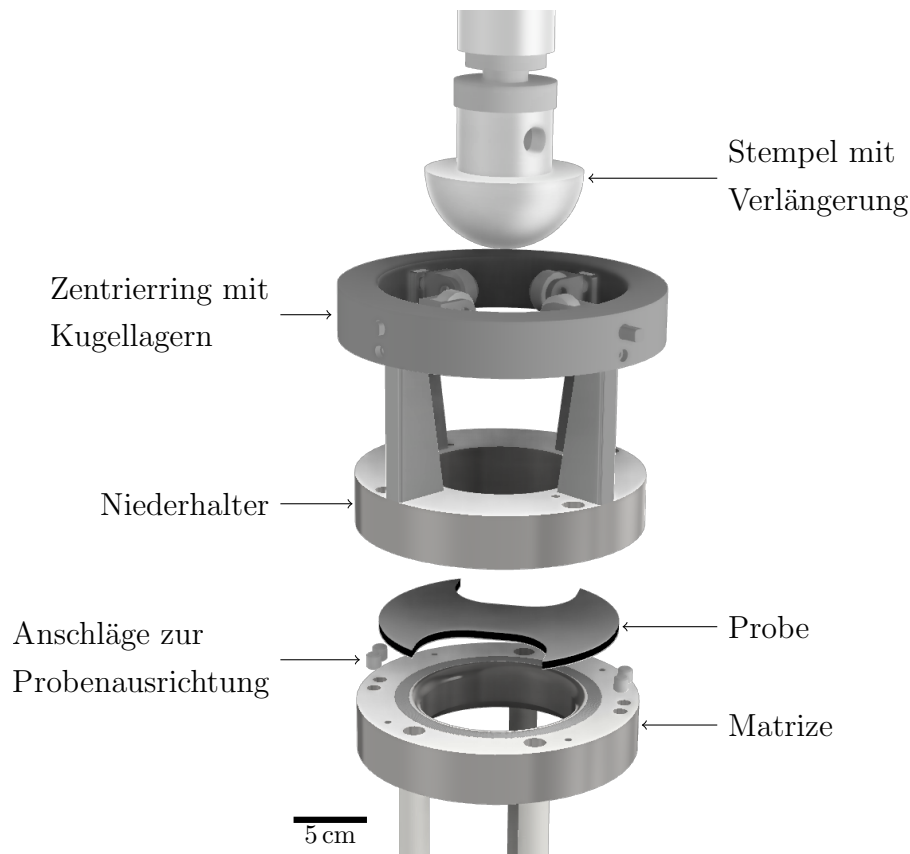


Abbildung 4.10: Zentraler Teil des Aufbaus im Detail.

Details zum Aufbau

Im Folgenden werden die Teile des mechanischen Aufbaus, d.h. des Werkzeugs, der Temperierkammer und Prüfmaschine, genauer erläutert:

Prüfmaschine und Temperierkammer Die Prüfmaschine ist mit einer 50 kN Kraftmessdose und einer optionalen Temperierkammer ausgestattet. Für diesen Versuch muss die Temperierkammer erhöht eingebaut werden, damit darunter die Kameras des Bildkorrelationssystems platziert werden können (siehe Abbildung 4.9). Die Temperierkammer kann mittels der Umluftheizung eine maximale Temperatur von 250 °C erreichen. Dies setzt jedoch eine vollständige Abdichtung der Öffnungen und eine geringe Wärmeleitung der in den Prüfraum ragenden Gestänge voraus.

Abdeckung der unteren Öffnung der Temperierkammer Da durch die untere Öffnung der Temperierkammer drei Stangen verlaufen und die Kamera Blick auf die Probe haben soll, musste eine eigene Abdeckung entwickelt werden. Diese wurde so entworfen, dass sie die gesamte Fläche der unteren Öffnung der Kammer bis über die Tür abdeckt und auf den drei stützenden Stangen auf- und abgeschoben und dichtend auf der Oberfläche der Kammer fixiert werden kann. Die Abdeckung wurde aus zwei Blechen mit entsprechenden Aussparungen entworfen, welche auf einem

Rahmen aus Aluminiumprofilen befestigt wurde (siehe Abbildung 4.11). Die Kanten, auf denen die Scheibe aufliegt und die an der Kammer anliegen, wurden mit einem Dichtprofil versehen. Darauf wurde die Scheibe mit Hochtemperatursilikon eingeklebt. Alle Fugen und Öffnungen im Inneren der Abdeckung wurden ebenfalls mit Silikon abgedichtet. Bei der Scheibe handelt es sich um ein Ofenglas, das für erhöhte Temperaturen geeignet ist. Die Fixierung der Abdeckung wurde mit drei Zylindern aus Aluminium realisiert, die mittels einer Spielpassung frei auf den Stangen verschoben werden können, aber mittels einer Schraube in einer Position fixiert werden können (siehe Abbildung 4.11 rechts).

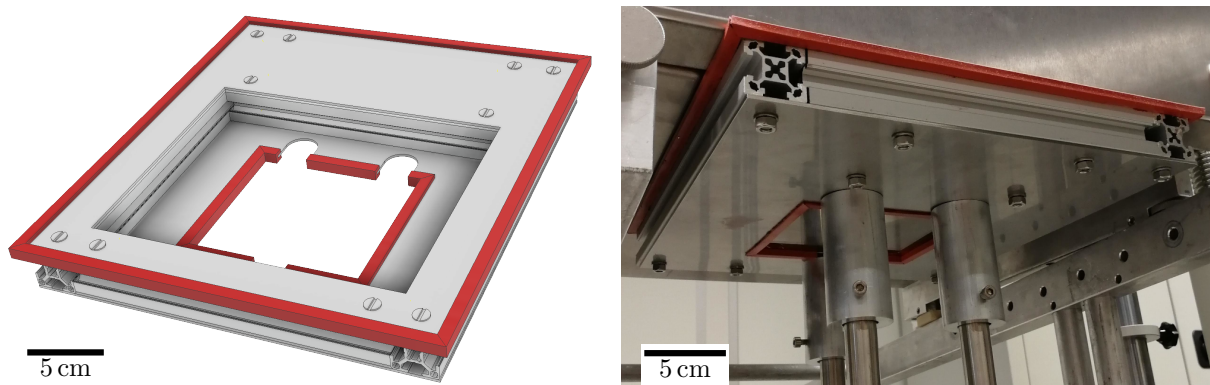


Abbildung 4.11: Darstellung der Abdeckung für die untere Öffnung der Temperierkammer als CAD-Modell (links) und integriert im Versuchsaufbau (rechts).

Werkzeug Bodenplatte und Verlängerung Das Werkzeug ist mittels des Standardadapters auf dem Zapfen der Kraftmessdose befestigt (siehe Abbildung 4.9). Dieser befindet sich auf der Bodenplatte, auf welcher die drei Verlängerungsstangen befestigt sind, die wiederum den Probenhalter mit der Prüfmaschine verbinden. Diese sind in einem Radius von 80 mm von der Lastachse so angeordnet, dass die Kameras und Lichtquellen zwischen den Stangen positioniert und auf die Probe ausgerichtet werden können. Die Länge der Stangen ist so gewählt, dass sich der Probenhalter mit etwas Abstand gerade in der Temperierkammer befindet.

Werkzeug Probenhalter Der Probenhalter besteht aus zwei Teilen, wobei der untere Teil, die Matrize, mit den Verlängerungsstangen verschraubt ist, und der obere Teil, der Niederhalter, auf den unteren Teil aufgeschraubt wird, sodass die Probe dazwischengeklemmt wird (siehe Abbildung 4.10). Beide Teile sind 35 mm hoch, haben einen Außendurchmesser von 190 mm und einen Innendurchmesser von 105 mm. Auf der Pressfläche beider Teile ist zwischen den Radien von 60 mm und 70 mm eine Vertiefung von 15 mm integriert. In diese wird ein wechselbarer, auf der Oberfläche strukturierter Haltering platziert, der durch seine Oberfläche ein Durchrutschen der Probe durch die Klemmung verhindern soll. Außerdem sind auf beiden Teilen an den jeweils gegenüberliegenden Seiten zwei Bohrungen im Abstand von 5° im Radius von

85 mm eingebracht, in die beim unteren Werkzeug Zylinderstifte eingesetzt werden. Diese sorgen zum einen für eine reproduzierbare Positionierung der beiden Teile aufeinander, zum anderen aber auch für die mittige Positionierung der Probe, da der Kreis, der von den inneren Punkten der Bohrungen beschrieben wird genau dem Außendurchmesser von 160 mm der Proben entspricht. Die Matrize ist außerdem an der oberen Innenkante mit einem Radius versehen, der beim Tiefziehen der Proben ein Abscheren an diesen Positionen verhindern soll.

Werkzeug Zentriervorrichtung Da durch die Länge der Verlängerung des Stempels nicht ausgeschlossen werden kann, dass Querkräfte entstehen, die zu einer außermittigen Belastung der Probe führen, wurde eine Zentriervorrichtung konzeptioniert. Diese wird auf den Niederhalter des Werkzeugs montiert und ist oben mit gelagerten Rollen versehen, deren radiale Position einstellbar ist. Die Rollen werden mittels einer Gewindestange durch den Ring der Zentriervorrichtung geführt (siehe Abbildung 4.10). Da die Stange durch eine Spielpassung somit leicht in radialer Richtung beweglich ist, kann die Position mittels einer Außen- und Innenmutter eingestellt und dann am Ring fest gekontert werden. Durch Messen der Abstände des Stempels zum Probenhalter und Anpassen der Rollenpositionen wird die Zentrierung eingestellt. Die Vorrichtung sorgt dadurch für eine reibungsarme mittige Bewegung des Stempels durch das Werkzeug und damit auch durch die Probe.

Werkzeug Stempel und Verlängerung Der Stempelkopf besteht aus einer polierten Halbkugel mit Radius 50 mm und einem Adapterteil für die Verbindung mit der Verlängerung. Da der Verbindungzapfen der Verlängerung mittels eines Gewindes mit der Verlängerungsstange verbunden ist, lässt sich die Länge genau auf den Versuchsaufbau anpassen. Dadurch, dass die Position der Temperierkammer und die maximale Traversenposition festgelegt sind, kann durch eine geringere Länge der Verlängerung mehr Platz beim Einbau der Probe oder durch eine größere Länge mehr Verfahrensweg gewonnen werden.

Umsetzung der Temperierung Der Probenhalter mit der Probe befindet sich zwar in der Temperierkammer, welche auf bis zu 250 °C geheizt werden kann, jedoch zeigten frühe Versuche, dass die Probe selbst bei längerem Halten dieser Temperatur in der Kammer nur Temperaturen von etwas mehr als 200 °C erreicht. Grund dafür sind die hohen Wärmeverluste, die über das Werkzeug nach außen geleitet werden. Auch wenn die Öffnungen der Kammer unten und oben abgedichtet sind und Verluste durch Konvektion verhindert werden können, wird über die Verlängerungsstangen noch so viel Wärme abgeleitet, dass Werkzeughalter und Probe nicht die Zieltemperatur erreichen. Deshalb wurde eine zusätzliche Wärmeeinbringung im Probenhalter integriert. Realisiert wurde dies durch vier Heizpatronen, die in vier Bohrungen im

unteren Teil des Probenhalters eingebracht wurden. Wie in Abbildung 4.12 zu erkennen, sind die möglichen Positionen durch Verschraubungen und die Öffnung der Temperierkammer begrenzt und deshalb so gleichmäßig wie möglich im Werkzeug verteilt. Jede der Heizpatronen hat eine maximale Leistung von 100 W, jedoch wurde diese nicht geregelt betrieben, sondern bei einer konstanten Leistung von 70 %, d. h. bei einer Gesamtleistung von 280 W. Die Leistung von 70 % wurde so gewählt, dass die konstante Zieltemperatur an der Probe etwa 230 °C entspricht.

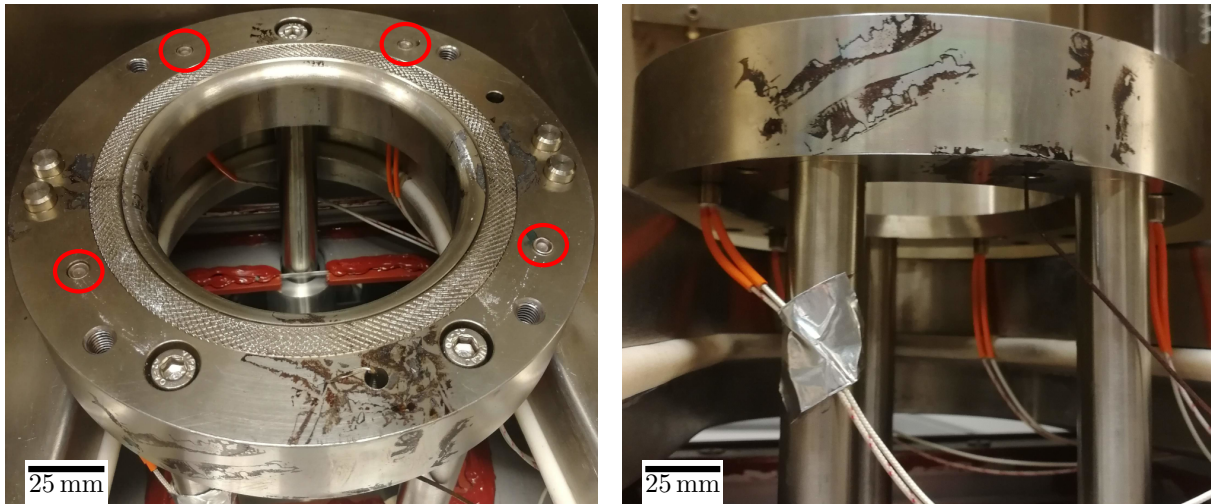


Abbildung 4.12: Probenhalter mit eingebauten Heizpatronen (links rot markiert) von unten und oben betrachtet.

Sensorik

Am zuvor beschriebenen Aufbau wurden mehrere Systeme und Techniken genutzt, um den Zustand des Werkzeugs und der Probe zu überwachen und den Ablauf zu dokumentieren. Diese werden im Folgenden kurz beschrieben:

Kraft- und Wegsignal von der Prüfmaschine Die Steuerung der Prüfmaschine verfolgt während der lagegeregelten Prüfung die Lage der Traverse und gibt dauerhaft den von der Kraftmessdose gemessenen Wert aus. Das Kraft- und das Wegsignal werden von der I/O-Karte des Steuergerätes dauerhaft als analoges Spannungssignal ausgegeben, sodass sowohl das System für digitale Bildkorrelation (DIC) als auch die Schallemissionsanalyse (AE) während deren Messung diese Werte mitaufzeichnen können. Das bietet zudem den Vorteil, dass die Messsysteme durch diese gemeinsamen Signale zeitlich synchronisiert werden können.

Temperaturmessung Die Messung der Temperatur während des Versuchs ist zum einen notwendig, um den Zeitpunkt zu bestimmen, an dem die Probe die Schmelztemperatur überschritten hat und somit die Umformung gestartet werden kann, zum anderen aber auch, um den Abkühlvorgang im Anschluss zu beobachten. So können

zeitliche Zusammenhänge, die mit anderen Systemen beobachtet werden können, unter Umständen mit einer bestimmten Temperatur in Verbindung gebracht werden. Da eine Temperaturmessung im Inneren der Probe nicht möglich ist, ohne diese zu schädigen, wird auf Messungen auf der Probenoberfläche zurückgegriffen. Dafür wird ein Feindraht-Thermoelement etwas außermittig auf der Oberseite der Probe mit hitzebeständigem Klebeband befestigt. Zur weiteren Dokumentation werden auch mehrere Stellen des Werkzeugs im Verlauf des Versuchs mit Thermoelementen überwacht.

Beobachtung der Probe mittels DIC Um die dreidimensionale Verformung der Probe während der Umformung zu bestimmen, wird ein System zur digitalen Bildkorrelation verwendet. Hier kommt das Aramis 4M der Firma GOM mit zwei Kameras und vier Lichtquellen zum Einsatz. Die Kameras werden unterhalb der Öffnung der Temperierkammer zwischen den Stangen des Werkzeugs so positioniert, dass beide einen möglichst vollständigen Blick auf die Probe bekommen. Da bei diesen Versuchen axiale Verschiebungen von bis zu 50 mm vorkommen können, ist ein großes Maß an Tiefenschärfe notwendig. Um trotz der dafür notwendigen kleinen Blendenöffnung nicht zu hohe Belichtungszeiten verwenden zu müssen, wurde versucht, die Beleuchtungsstärke auf die Probe zu maximieren. Deshalb wurden insgesamt vier LED-Strahler verwendet und es wurde in diesem Fall auf einen Polarisationsfilter vor den Objektiven und Strahlern verzichtet.

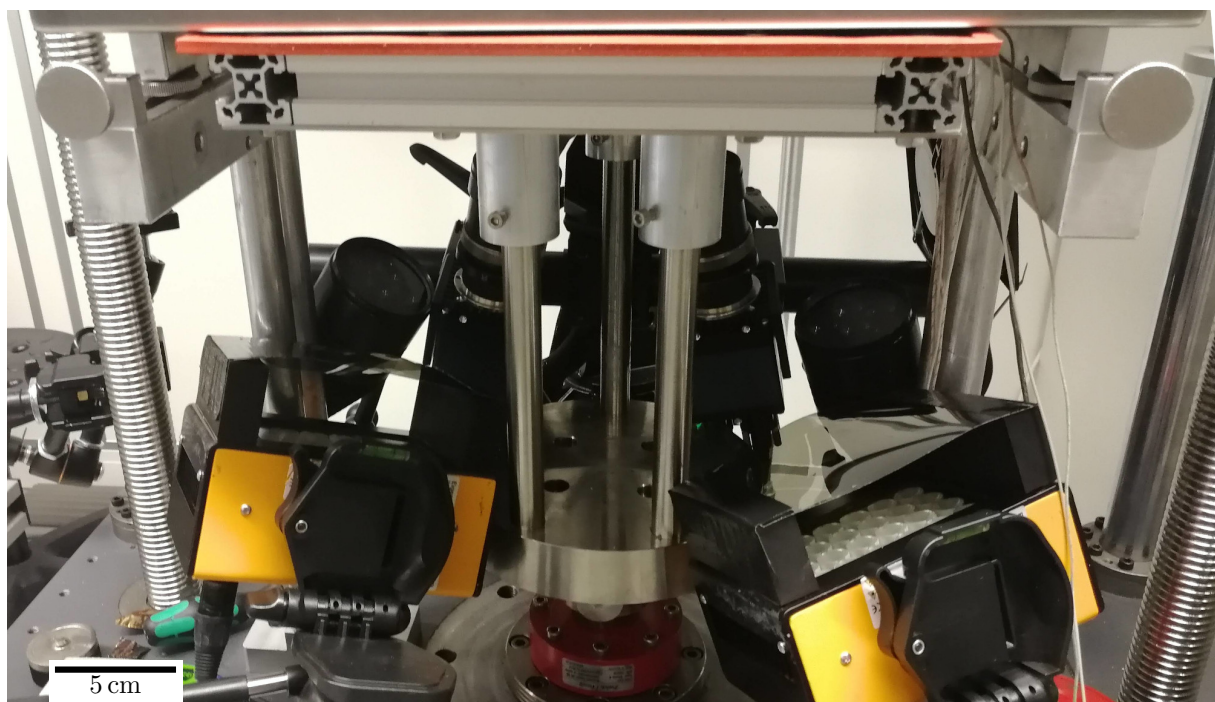


Abbildung 4.13: Bildkorrelationssystem mit zwei Kameras und vier LED-Strahlern im Aufbau.

Beobachtung des Aufbaus mittels AE Das Ziel bei der Verwendung der Schallemissionsanalyse war es, beim Abkühlvorgang entstehende Delaminationen oder andere größere Defekte zu erkennen und zu dokumentieren. Da in den hybriden Proben beim Abkühlen große thermische Spannungen entstehen können, liegt es gerade für komplexere Geometrien wie tiefgezogene Nakajima-Proben nahe, dass sich durch diese Spannung schlagartig Lagen trennen. Die dabei entstehenden Schallwellen sollen detektiert werden und bei der Bewertung des Prozesses helfen. Dazu werden insgesamt drei Schallemissionssensoren verwendet, die an den Verlängerungsstangen kurz über der Bodenplatte befestigt werden (siehe Abbildung 4.14). Der Vorteil der Verwendung von mehreren Sensoren ist, dass durch die Laufzeitunterschiede eines Schallsignals von der Quelle zu den Sensoren auf die Position des Schallereignisses zurückgeschlossen werden kann. So können durch Verwendung eines Filters, der diesen Laufzeitunterschied betrachtet, nur Signale berücksichtigt werden, die z.B. aus dem Probenhalter bzw. der Probe kommen. Das reduziert zum einen die zu betrachtende Datenmenge, erleichtert aber auch die spätere Auswertung.

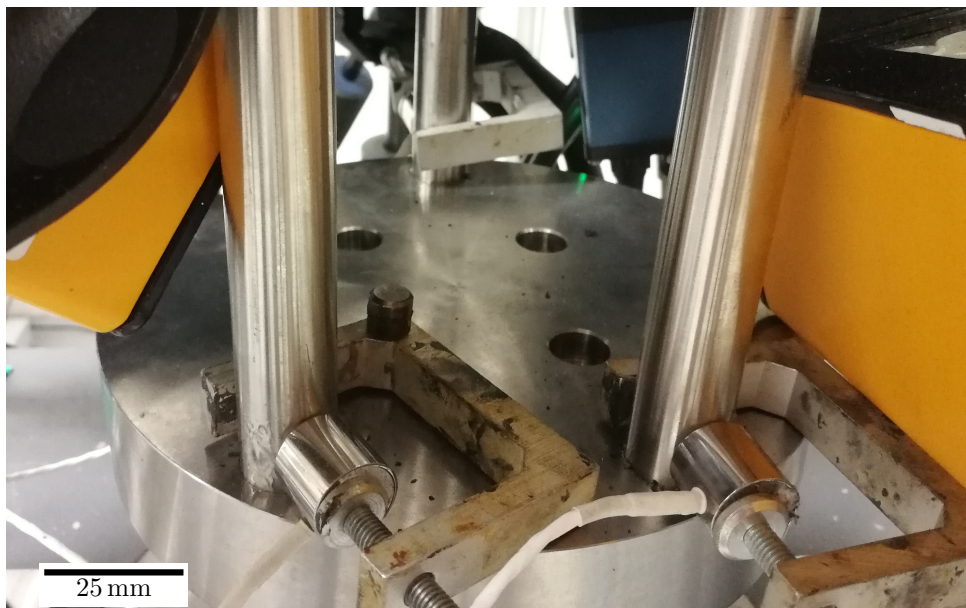


Abbildung 4.14: Positionierung der Schallemissionssensoren am Werkzeug.

Einrichtung des DIC-Systems

Zur Einrichtung des DIC-Systems wurde statt einer Probe ein Kreis aus Gummi, der mit einem Muster besprüht wurde, in den Probenhalter eingelegt. In dessen Mitte wurde mit einem Stift eine Markierung aufgebracht, um die Ausrichtung der Kameras zu erleichtern. Dann wurde der Gummi für die Einrichtung der Kameras mit dem Stempel um ca. 30 mm eingedrückt. Da das Messvolumen des Systems nach der Kalibrierung in alle drei Raumrichtungen begrenzt ist, wurde das Zentrum des Messvolumens so gewählt, dass sowohl der Zustand zu Beginn des Tests als auch eine maximale Umformung von etwa 60 mm

innerhalb dieser Grenzen liegt. Gleiches gilt auch für die Tiefenschärfe, deren Bereich dann optimal im gesamten Messvolumen liegt, wenn das Zentrum nicht auf den Startzustand gelegt wird. Die weitere Einrichtung und Kalibrierung erfolgte nach den Richtlinien des Herstellers GOM. Für die Verifizierung des Aufbaus wurde die Gummiprobe mit dem Stempel von der Startposition aus eingedrückt und die gemessene Verschiebung des DIC-Systems wurde mit dem zurückgelegten Weg der Prüfmaschine verglichen.

Einrichtung und Verifizierung des AE-Systems

Wie zuvor beschrieben, werden für die Untersuchung der Schallemission beim Abkühlen drei Sensoren verwendet. Dabei handelt es sich WD-Sensoren (Wideband Differential Sensor) der Firma Physical Acoustics, die jeweils mittels eines Vorverstärkers (2/4/6 Preamplifier der Firma Physical Acoustics) mit dem Messrechner verbunden werden. Die Sensoren selbst werden nach dem Auftragen eines Koppelmittels auf deren Oberfläche mit einer Klemme an den jeweiligen Positionen am Werkzeug befestigt. Für die Aufnahme der Schallsignale von den drei Sensoren wurden folgende Einstellungen gewählt:

Tabelle 4.8: Einstellungen für die Aufnahme der Schallsignale.

Parameter	Threshold	Gain	Vorverstärkung	Hochpass	Tiefpass
Wert	40 dB	0 dB	40 dB	1 kHz	3 MHz

Darüber hinaus werden an den Messrechner die Kabel für die Analogsignale für Kraft und Weg angeschlossen und diese Signale mitaufgezeichnet. Für die Verifizierung werden Bleistiftminenbrüche (PLB - pencil lead break) [163] an verschiedenen Positionen des Werkzeugs durchgeführt und die Signale an den drei einzelnen Sensoren betrachtet. Besonders wird dabei auf die Laufzeitunterschiede und die Amplituden der Signale an den drei Sensoren geachtet. Aus diesen Ergebnissen werden für die Auswertung Werte für Laufzeitunterschiede abgeleitet, wie sie für Signale typisch ist, wenn sie aus dem Bereich der Probe und nicht aus anderen Bereich des Aufbaus stammen. Werden z. B. PLB an einer Stelle durchgeführt, für die der Weg zu allen drei Sensoren gleich lang ist, so sollte der Laufzeitunterschied möglichst klein und die Amplitude ähnlich sein. Andererseits lässt das auf schlechten Kontakt von Werkzeugteilen oder eine schlechte Anbindung des Sensors am Aufbau schließen. Aus diesem Grund wurden vor Messungen immer Referenzmessungen mit PLB durchgeführt, um eine gute Anbindung aller Sensoren zu gewährleisten.

Thermische Verifizierung des Aufbaus

Bei der thermischen Verifizierung sollte herausgefunden werden, wie sich der gesamte Aufbau sowie eine Probe beim Aufheizen und Abkühlen verhalten. Das ist für den zeitlichen Ablauf der Messungen relevant, weil es wichtig zu wissen ist, welche Zeit der Aufbau

zunächst benötigt, bis er eine stabile Temperatur erreicht, aber auch, wie lange eine Probe nach dem Einbau benötigt, um die Zieltemperatur zu erreichen. Dazu wurden Versuche durchgeführt, bei denen das thermische Verhalten von Aufbau und Probe mit Thermoelementen und einer Wärmebildkamera beobachtet wurden.

Verifizierung des Aufbaus mit Aluminium-Proben

Für die Verifizierung des mechanischen Aufbaus wurde eine Messreihe durchgeführt, um die Grenzformänderungskurve von reinem Aluminiumblech zunächst bei Raumtemperatur und anschließend bei erhöhter Temperatur zu bestimmen und mit der Literatur zu vergleichen. Als Material wurde dasselbe 0,3 mm starke Aluminiumblech gewählt, welches auch in den hybriden Proben verwendet wurde. Die Proben wurden nach Norm geprüft und ausgewertet. Als Schmiermittel kam für diese Proben Grafitsspray zum Einsatz, weil selbst mit sehr dünnen Grafitfolien Verwerfungen auftraten. Die Ergebnisse dieser Verifikationsmessreihen sind bereits von Thum veröffentlicht [9].

Durchführung der In-Situ Messreihe

Zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve wird die Haupt- und Nebenformänderung zum Zeitpunkt des Versagens der Probe analysiert. Bei einer hybriden Probe ist das Versagen der Probe oder einer Schicht jedoch nicht unbedingt ein geeignetes Kriterium, weil schon vorher interne Defekte wie Delaminationen auftreten können, die für den Einsatz eines Bauteils nicht akzeptabel sind. Um für diese Proben Abbruchkriterien zu finden, reicht es also nicht aus, die Probe nach dem Versagen zu untersuchen. Aus diesem Grund wurde eine schrittweise Umformung der Proben gewählt und zwischen den Stufen jeweils ein CT-Scan durchgeführt. Damit können auch interne Strukturen wie Poren und die Faserverteilung sichtbar gemacht und mögliche Defekte detektiert und analysiert werden. Ziel war es, durch die CT-Scans ein Abbruchkriterium zu finden und dieses mit den anderen Messmethoden in Verbindung zu setzen, wodurch es für zukünftige Proben ermöglicht wird, ein Versagen bereits während der Umformung zu erkennen.

Der generelle Ablauf für eine Probe ist wie folgt gegliedert: Zunächst wird ein CT-Scan vom Zustand der Probe vor der Umformung angefertigt, um den Ist-Zustand zu dokumentieren. Anschließend wird die Probe um 5 mm umgeformt, indem der Stempel 5 mm vom ersten Kontakt mit der Probe verfährt. In diesem Prozess werden Daten der Prüfmaschine, der Thermoelemente, des AE-Systems und des DIC-Systems gesammelt. Nach dem Abkühlen der Probe wird diese im CT gescannt und im Anschluss um weitere 5 mm umgeformt. Dieser Ablauf wird so oft wiederholt, bis sich ein sichtbares Versagen der Probe, meist in Form von Rissen in der äußeren Aluminiumschicht, zeigt. Nach einem abschließenden Scan der Probe im CT ist diese Probe fertig geprüft.

Die CT-Scans wurden immer mit denselben Einstellungen durchgeführt, um eine Ver-

gleichbarkeit zu gewährleisten, siehe Tabelle 4.9. Mit diesen Einstellungen ergibt sich eine gesamte Scandauer von ca. 2,25 h. Die Probe wurde mit einer Klemme auf dem Probentisch fixiert und so ausgerichtet, dass möglichst die gesamte Probe in allen Durchlichtbildern sichtbar ist.

Tabelle 4.9: Einstellungen an der Röntgen-CT für die durchgeführten Scans.

Parameter	Spannung	Strom	Voxelbreite	Timing	Avg.	Skip	Bilder
Wert	100 kV	120 μ A	62 μ m	2000 ms	3	1	1000

Der Ablauf einer Umformung erfolgt nach folgenden Schritten: Zunächst wird die Probe eingebaut. Dazu muss der obere Teil des Probenhalters angehoben und mit einem Halter auf dem Stempel fixiert werden. Dann wird die Probe, die vorher mit einem Thermoelement beklebt wurde, so eingesetzt, dass sie genau in die Form der Matrize passt. Bei Proben, die bereits mindestens einen Schritt durchlaufen haben, zeigen sich Abdrücke der Zylinderstifte, die der Ausrichtung der Probe dienen. Für die Messreihe wurden statt der ursprünglichen vier Stifte nur drei verwendet, sodass die Position der Probe eindeutig ist. Somit kann die Probe nicht um 180° verdreht eingebaut werden und auch im CT-Scan ist die Ausrichtung immer eindeutig feststellbar. Befindet sich die Probe an ihrem Platz, kann der obere Teil des Probenhalters wieder aufgesetzt werden. Dieser rastet in seiner Position mithilfe der Zylinderstifte ein und wird dann mit dem unteren Teil verschraubt. Zunächst wird nicht zu fest angezogen, um die Probe nicht zu beschädigen. Anschließend wird die Temperierkammer nach vorne um den Aufbau gezogen und alle Öffnungen werden geschlossen und abgedichtet. Nun wird die Heizung der Temperierkammer gestartet, die Heizpatronen werden eingeschaltet und der Aufbau wird so lange geheizt, bis die Temperatur der Probe über der Schmelztemperatur liegt. Um die Schrauben der Klemmung nachziehen zu können, muss die Temperierkammer wieder entfernt werden, da sonst nicht alle vier Schrauben erreicht werden können. Die vier Schrauben werden auf ein Drehmoment von ca. 20 N m angezogen und die Temperierkammer und ihre Abdeckungen wieder in Position gebracht. Nachdem der Aufbau weiter bis auf Zieltemperatur geheizt hat, wird zunächst die Position des Stempels genau eingestellt. Würde dieser bereits vor dem Aufheizen einstellen werden, würde die thermische Ausdehnung des Aufbaus dazu führen, dass der Stempel bereits in die Probe drückt, bevor die Prüfung aktiv gestartet wurde. Deshalb wird der Stempel zu Beginn in einem Abstand von einigen Millimetern gehalten und erst nach Erreichen der Zieltemperatur an die Oberfläche der Probe bewegt. Dann wird ein Referenzbild im DIC-System aufgenommen und die Messungen werden gestartet. Dazu werden die Messungen von Thermologger, AE-System und DIC-System händisch möglichst gleichzeitig begonnen. Laufen alle Systeme, so wird der Prüfablauf gestartet. Die Prüfmaschine fährt ab der zuvor eingestellten Position genau 5 mm mit einer Geschwindigkeit von 30 mm/s. Nach Erreichen der Zielposition wird die Heizung durch Ofen und Heizpatronen gestoppt

und die Temperierkammer entfernt. Da eine passive Abkühlung der Probe zu lange dauern würde, wird der Prozess durch zwei Ventilatoren beschleunigt, die unterhalb der Matrice auf der abgelassenen Abdeckung der Temperierkammer platziert sind. Diese sorgen durch einen konstanten Luftstrom für eine relativ schnelle Abkühlung der Probe bis unter ihre Schmelztemperatur. Die Abkühlung wird bis zu einer Probentemperatur von etwa $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ noch mit den Systemen beobachtet und dann gestoppt. Diese Temperatur wurde gewählt, weil sich die Probe bei dieser Temperatur schon weit unter der Schmelztemperatur befindet und sich Delaminationen bei noch niedrigeren Temperaturen seltener ausbilden. Außerdem wäre der Aufwand, die Probe noch weiter abzukühlen, nicht mehr verhältnismäßig, weil die Abkühlung bei niedrigeren Temperaturen entsprechend verlangsamt, die danach benötigte Zeit für das erneute Aufheizen aber umso länger wäre. Deshalb wird die Kühlung bei ca. $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ gestoppt und die Probe ausgebaut. Diese kühlt dann außerhalb des Aufbaus weiter bis auf Raumtemperatur ab, während bereits die nächste Probe eingebaut wird und der Prozess von vorne beginnt.

4.2 Auswertungsmethoden

4.2.1 Bestimmung der Konsolidierungszeit aus den aufgezeichneten Temperaturdaten

Für die Bestimmung der tatsächlichen Konsolidierungszeit in den Konsolidierungsversuchen muss das jeweilige Temperaturprofil der Probe ausgewertet werden. Der gesamte Prozess dieser Auswertung wurde in einer Funktion in Python implementiert, damit dieser Prozess von einem Skript direkt auf jede Probe angewendet werden kann. Der Ablauf dieser Funktion ist schematisch in Abbildung 4.15 dargestellt.

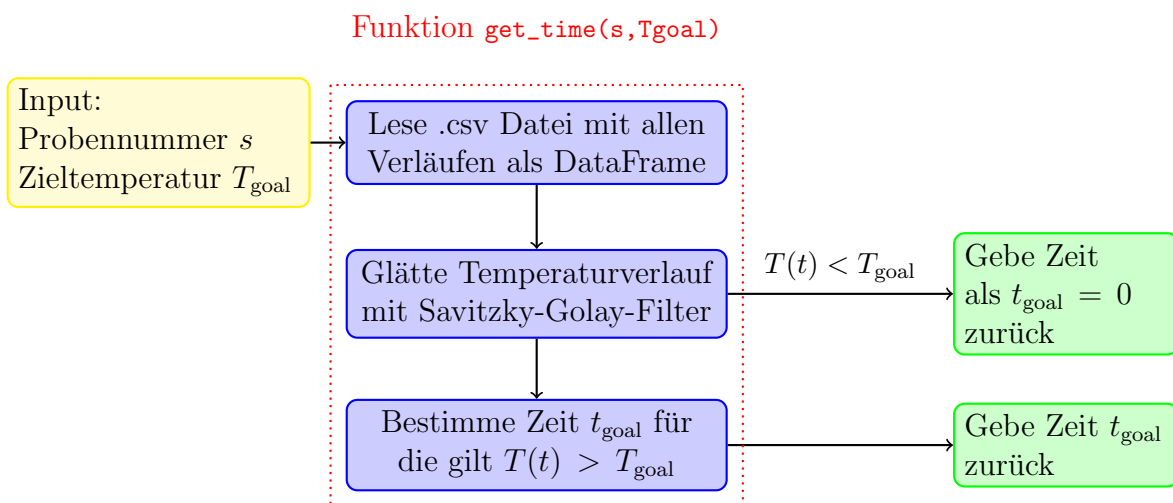


Abbildung 4.15: Schema der Funktion `get_time(s, Tgoal)` zur Bestimmung der Konsolidierungszeit aus dem Temperaturverlauf der Probe.

Diese Funktion `get_time(s, Tgoal)` nimmt als Eingabe die Probennummer s und die Zieltemperatur T_{goal} , lädt die entsprechenden Daten und gibt dann die Zeit t_{goal} zurück, während der die Temperatur der gewünschten Probe über der Zieltemperatur lag. Die Daten für jede Probe liegen als einzelne .csv-Datei vor. Diese beinhaltet die zeitsynchronisierten Messwerte der insgesamt sechs Thermoelemente und des Kraft- und Wegsignals der Prüfmachine. Weil im Verlauf der Temperaturen leichtes Rauschen und kurze Ausreißer auftreten können (siehe Abbildung 4.16a), ist es notwendig, den Verlauf zu glätten, damit die berechneten Zeitwerte nicht verfälscht werden. Dadurch, dass die Ausreißer teils mehr als 20°C über dem eigentlichen Verlauf liegen, können so Abweichungen von einigen Sekunden entstehen, die gerade bei kurzen Konsolidierungszeiten im Bereich von wenigen Sekunden zu großen relativen Abweichungen führen würden. Dazu wurde ein Savitzky-Golay-Filter [164] mit einem Polynom dritten Grades und einer Fenstergröße von 71 Werten gewählt, insbesondere weil ein Filter dieser Art die Form von Maxima nicht so stark beeinflusst, wie beispielsweise ein gleitender Mittelwert [165].

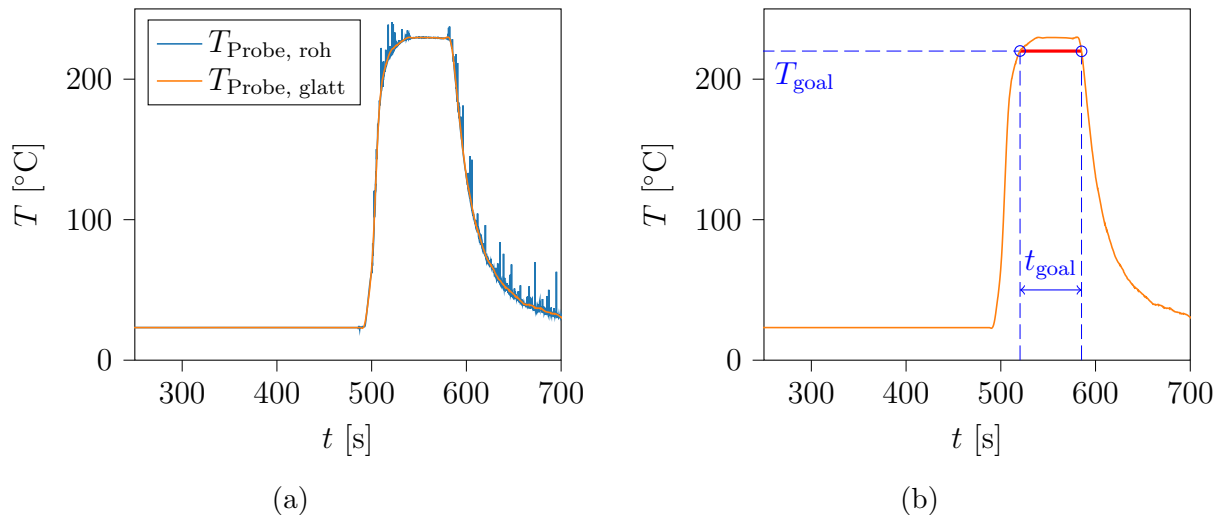


Abbildung 4.16: Vergleich eines stark verrauschten Temperaturverlaufs $T_{\text{Probe, roh}}$ mit dem geglätteten Verlauf $T_{\text{Probe, glatt}}$ (a) und Bestimmung der Konsolidierungszeit über die Zeitpunkte des Über- bzw. Unterschreitens der Zieltemperatur (b).

Die Konsolidierungszeit wird so bestimmt, dass im Temperaturverlauf zunächst von vorne und dann von hinten der erste Wert gesucht wird, der mindestens der Zieltemperatur T_{goal} entspricht. Entsprechend werden für die Indizes dieser Werte die Zeiten bestimmt sowie die Zeitdifferenz des ersten Überschreitens und des letzten Unterschreitens der Zieltemperatur als Konsolidierungszeit zurückgegeben. Für den Fall, dass die Zieltemperatur gar nicht überschritten wird, wird eine Null zurückgegeben. In Abbildung 4.16b ist dieses Vorgehen anhand eines Temperaturverlaufs dargestellt. Die beiden mit blauen Kreisen markierten Punkte sind entsprechend die Punkte im Verlauf, an denen die Zieltemperatur über- und unterschritten wird, und die rote Linie beschreibt den Zeitraum der Konsolidierung, der bestimmt werden soll.

4.2.2 Bestimmung des „Degree of intimate contact“

Die Bestimmung des „Degree of intimate contact“ D_{ic} aus den C-Scans des Ultraschallmikroskops erfolgt durch mehrere Schritte der Bildbearbeitung und Segmentierung. Diese wurden ebenfalls als Funktion in Python implementiert (siehe Abbildung 4.17). Der Funktion werden drei Parameter übergeben: die Probennummer s , die Information, ob die Vorder- oder Rückseite ausgewertet werden soll, und als optionaler Parameter ein Schwellwert für die Segmentierung, welcher genutzt wird, falls diese Probe schon einmal erfolgreich segmentiert wurde.

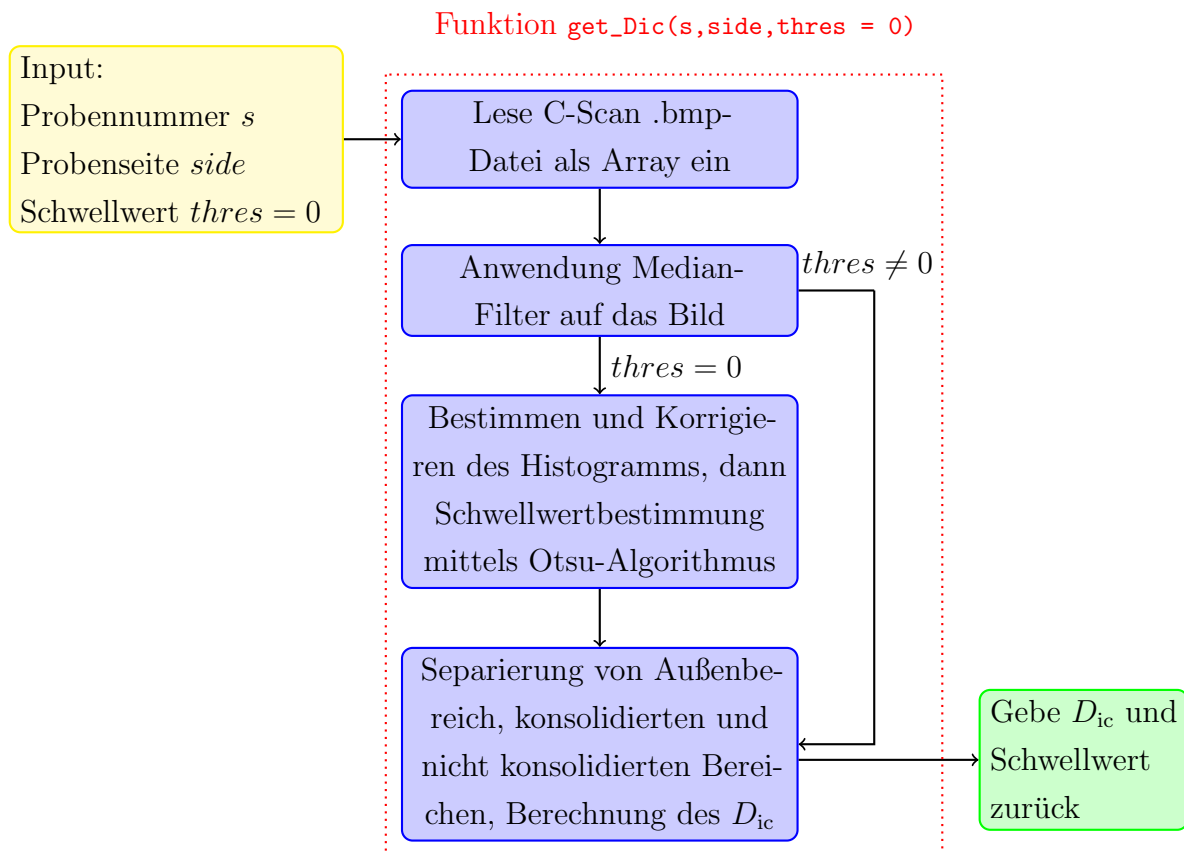


Abbildung 4.17: Schema der Funktion `get_Dic(s,side,thres = 0)` zur Bestimmung des Konsolidierungsgrads aus dem Ultraschallscan der Grenzfläche.

Die Ergebnisse der C-Scans liegen als Grauwertbild im unkomprimierten .bmp-Format vor und werden zunächst als Matrix geladen. Der erste Schritt der Bildverarbeitung ist das Anwenden eines Median-Filters, der den Einfluss von kleinen Artefakten in den Messungen verringern soll. Dabei handelt es sich meist um einzelne Pixel, welche entweder einen Grauwert von 0 oder 255 haben und somit durch einen Median-Filter besonders effizient entfernt werden können [166]. Abbildung 4.18 zeigt den Vergleich eines C-Scans vor und nach der Anwendung des Filters. Die Strukturen wirken leicht verschwommen, aber kleine Artefakte und Extremwerte werden so aus dem Bild entfernt.

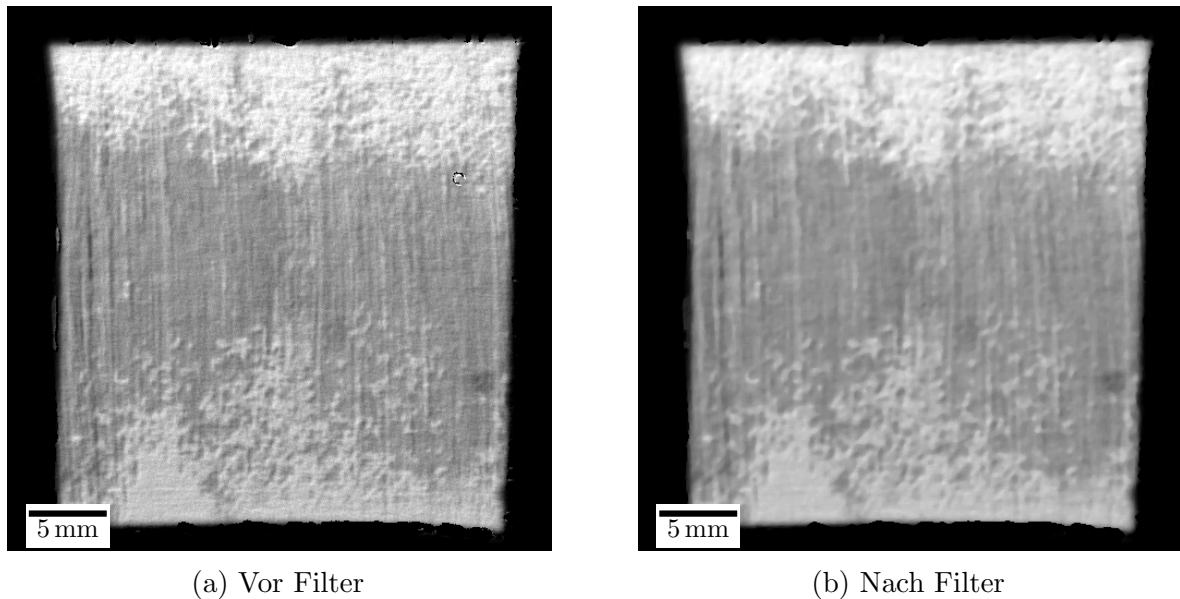


Abbildung 4.18: Vergleich eines C-Scans vor und nach der Anwendung des Median-Filters mit einem Radius von 5 px.

Für den Fall, dass noch kein Schwellwert vorliegt, wird ein Histogramm vom gefilterten Bild erstellt und zunächst das Otsu-Schwellwertverfahren [167] auf das gesamte Histogramm angewandt. Der daraus resultierende Schwellwert trennt den schwarzen, äußeren Bereich von der Probe, da die Unterschiede in den Grauwerten zwischen dem schwarzen Hintergrund und der Probe größer sind als die zwischen den Bereichen mit und ohne Kontakt auf der Probe. Um konsolidierte von unkonsolidierten Bereichen auf der Probe zu unterscheiden wird erneut das Otsu-Verfahren angewandt, diesmal allerdings auf den Bereich des Histogramms ab dem zuvor bestimmten Schwellwert, sodass nur die Grauwerte auf der Probe berücksichtigt werden. In der schematischen Darstellung des Vorgangs in Abbildung 4.19 ist ein solches Histogramm dargestellt und bereits in die drei Bereiche aufgeteilt. Der blaue Bereich mit Grauwerten bis 98 beschreibt den Teil außerhalb der Probe, der grüne zwischen 98 und 196 den konsolidierten und der rote darüber den unkonsolidierten Teil der Probe. Auf Basis dieser beiden Schwellwerte wird das gefilterte Grauwertbild in drei Teile segmentiert, welche jeweils als Binärbild vorliegen (in Abbildung 4.19 entsprechend eingefärbt dargestellt). Für die Segmentierung wird zunächst für den Bereich außerhalb der Probe eine Maske erstellt, indem ein Binärbild erstellt wird. Weil im Randbereich Artefakte auftreten können, wird die binäre Maske mittels Dilatation leicht aufgeweitet. Aus der logischen Kombination der inversen Maske und dem zweiten Schwellwert können schließlich die beiden Binärbilder für den konsolidierten und unkonsolidierten Bereich erstellt werden. Der D_{ic} kann nun durch die Summe der Pixel in den jeweiligen Bildern und Betrachten derer Verhältnisse zur Gesamtzahl der Pixel auf der Probe bestimmt werden. Aufgrund des zweistufigen Verfahrens der Schwellwertbestimmung funktioniert dieses Vorgehen zuverlässig für alle möglichen Anteile an konsolidierter Fläche.

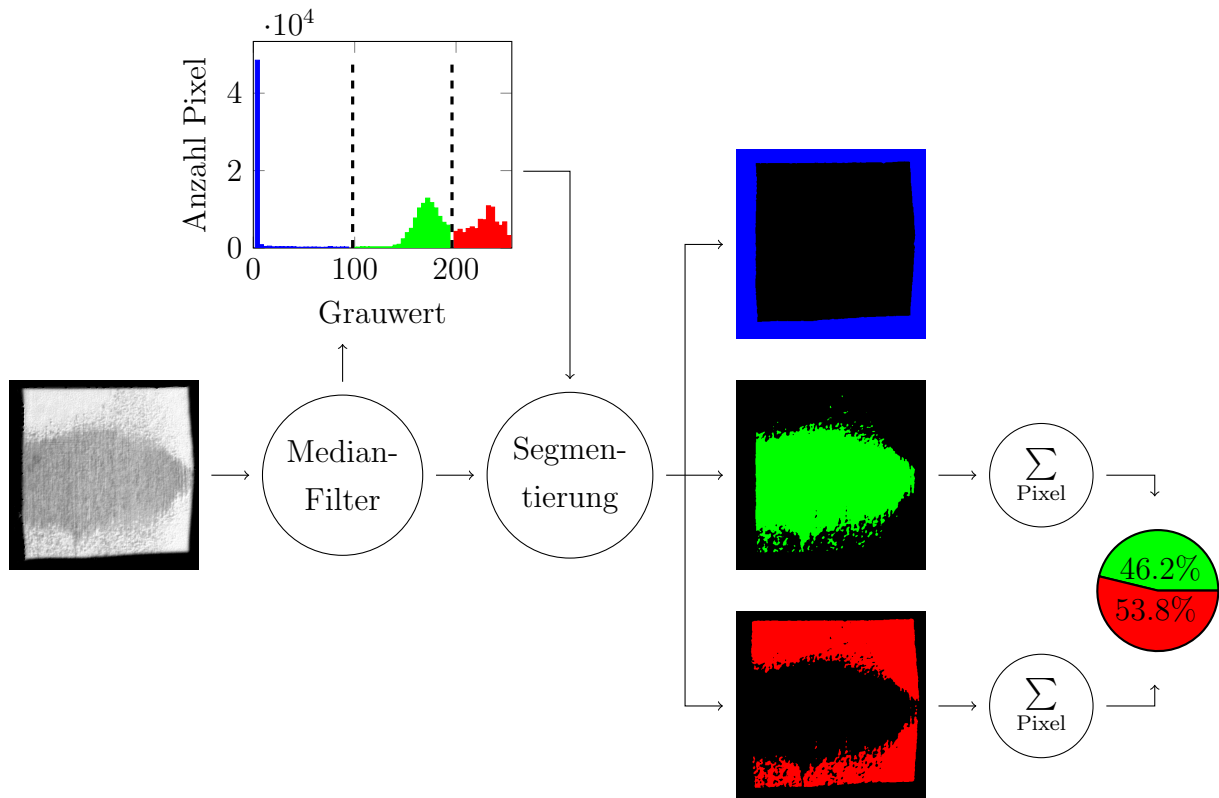


Abbildung 4.19: Schematischer Ablauf der Bildverarbeitung.

4.2.3 Analyse der Oberflächenstrukturen

Die Messdaten des Laserrastermikroskops (LSM) liegen als zweidimensionale Bilder mit der Höhe als Wert vor. Das ermöglicht die Auswertung von Höhenprofilen in horizontaler und vertikaler Richtung. Die Auflösung von $1024 \text{ px} \times 768 \text{ px}$ ermöglicht zudem für jede Aufnahme die Auswertung einer großen Anzahl an Profilen, welche dann gemittelt ein verlässlicheres Ergebnis garantieren. Die Profile werden auf zwei Arten ausgewertet: Zum einen werden klassische Rauheitswerte, wie beispielsweise der Mittenrauwert R_a , zum anderen auch die spektrale Leistungsdichte der Höhenprofile bestimmt.

Allgemeine Verarbeitung der Daten

Die Daten des Mikroskops liegen als .csv-Dateien vor, in denen Messparameter und die Messdaten hinterlegt sind. Die Datenverarbeitung wird mithilfe eines Skripts in Python durchgeführt. Dieses liest aus den Dateien jeweils die Skalierung und die Daten heraus. Diese Rohdaten werden zur Auswertung an entsprechende Funktionen weitergegeben. So kann die Auswertung unabhängig von der Vergrößerung für jede Messung identisch durchgeführt werden.

Bestimmung der Rauheitswerte R_a , R_q und R_z

Zur Ermittlung der Rauheitswerte werden aus den zweidimensionalen Daten eindimensionale Profile extrahiert. Dies geschieht durch das Abarbeiten der Matrix Zeile für Zeile. Die Auswertung in vertikaler Richtung geschieht entsprechend durch Übergabe der transponierten Matrix an die Funktion. Da bei der Ermittlung der Rauheit eine Abgrenzung zur Welligkeit geschaffen werden muss, wird den Profilen ein Hintergrund abgezogen, da für jede Vergrößerung nur die Rauheit in dieser Größenordnung von Interesse ist und oft durch Effekte überlagert wird, die größer sind als die Messlänge. Dies wird durch das Anfitten und Subtrahieren eines Polynoms zweiten Grades von den Daten gewährleistet. An diesem bereinigten Profil können die Rauheitswerte bestimmt werden. Der Prozess ist schematisch in Abbildung 4.20 beispielhaft für die horizontale Richtung dargestellt.

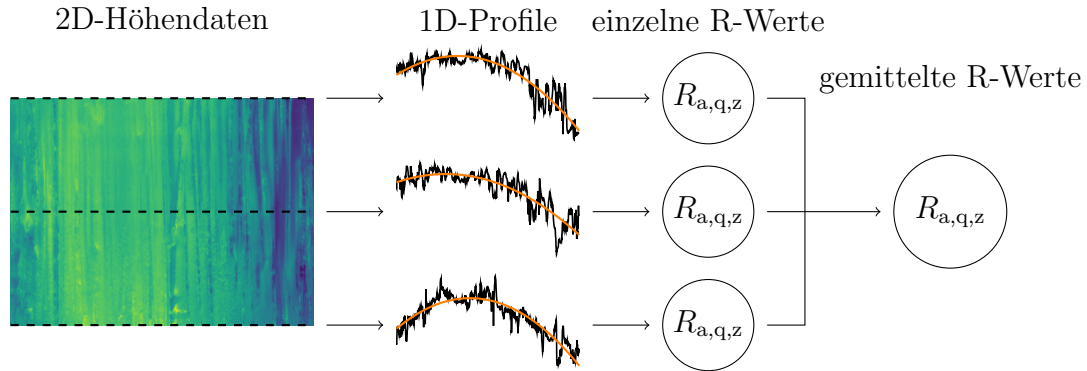


Abbildung 4.20: Schematische Darstellung zur Auswertung der Rauheitswerte (R_a , R_q und R_z) aus den zweidimensionalen Höhendaten einer Probenoberfläche.

Der **Mittenrauwert** R_a ist definiert als der gemittelte Abstand von der mittleren Höhe der Oberfläche [168]. Mit der Höhe der Oberfläche $h(x)$ an der Position x lässt sich die Definition von R_a wie folgt formulieren:

$$R_a = \sum_x |h(x) - \langle h \rangle| \quad (4.2)$$

Dabei stellt $\langle h \rangle$ das arithmetische Mittel des Höhenprofils dar.

Die quadratische Rauheit R_q wird ähnlich zu R_a berechnet, allerdings wird nicht die absolute Differenz der Abweichung vom Mittel aufsummiert, sondern das Quadrat der Differenzen [168]. Sie wird deshalb auch oft als RMS-Rauheit (root-mean-squared) bezeichnet und ist wie folgt definiert:

$$R_q = \sqrt{\sum_x (h(x) - \langle h \rangle)^2} \quad (4.3)$$

Die Rautiefe R_z beschreibt die maximale Höhendifferenz innerhalb eines Profils [168], also:

$$R_z = \max(h(x)) - \min(h(x)) \quad (4.4)$$

Klassisch wird R_z als Mittelwert aus fünf Teilstrecken einer Messlänge bestimmt. Da hier jedoch sehr viele Messlängen für eine Messung vorliegen, wird R_z für jedes Profil gesamt bestimmt.

Somit wird für jede Zeile einer Datenmatrix ein Wert für R_a , R_q und R_z bestimmt und das arithmetische Mittel gebildet. Anschließend werden aus den Werten der fünf Messpositionen das Mittel und die Standardabweichung bestimmt, um für die entsprechende Kombination aus Messrichtung, Messmethode, untersuchter Oberfläche und Vergrößerung einen finalen Wert zu erhalten.

Bestimmung der spektralen Leistungsdichten (PSD)

Auch für die Bestimmung der PSD wird für eine Datenmatrix jede Zeile individuell als eindimensionales Profil betrachtet. Ebenso wird die Analyse in vertikaler Richtung durch eine Übergabe der transponierten Matrix an die Funktion erreicht. Das PSD eines Profils wird oft nach der Methode von Welch [169] mittels einer Fensterfunktion in kleinere, sich überlappende Bereiche aufgeteilt, die einzeln analysiert und deren Ergebnisse dann gemittelt werden [170]. Dadurch gehen zwar niederfrequente Anteile verloren, doch ist das Rauschen deutlich geringer und somit die Aussagekraft aus einem einzelnen Profil höher. Da in diesem Fall aber eine große Zahl an Profilen vorliegt, werden hier alle Profile im Gesamten analysiert. Das PSD wird mittels der SciPy-Funktion `signal.welch` durchgeführt [164], allerdings mit einer Elementgröße, die der Profillänge entspricht. Diese Funktion gibt als Ergebnis die Vektoren mit den Amplituden und den jeweiligen Frequenzen zurück. Diese PSD-Verläufe der einzelnen Zeilen der Matrix werden schließlich entlang der vertikalen Matrixachse gemittelt und zuletzt die Verläufe der fünf Messpositionen gemittelt. Abbildung 4.21 zeigt dieses Vorgehen schematisch beispielhaft für die horizontale Richtung.

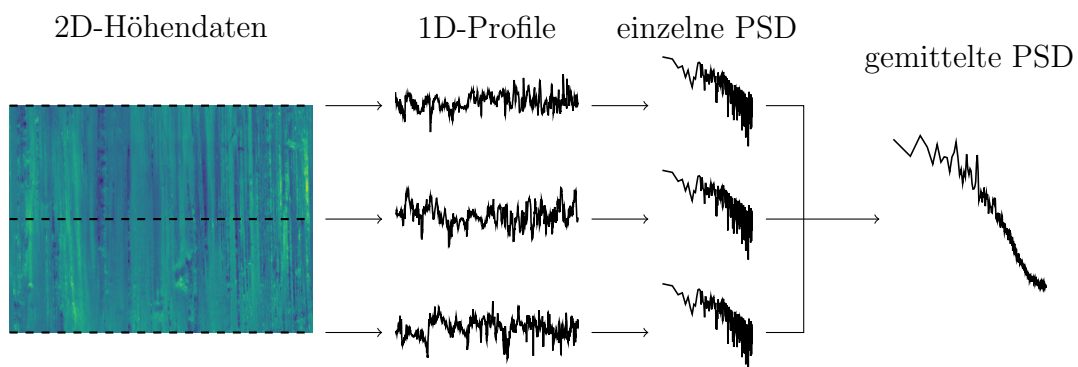


Abbildung 4.21: Schematische Darstellung zur Auswertung der spektralen Leistungsdichte (PSD) aus den zweidimensionalen Höhendaten einer Probenoberfläche. Aus dem zweidimensionalen Höhenprofil werden eindimensionale Profile extrahiert, für diese werden einzelne PSD bestimmt und gemittelt.

4.2.4 Qualitative und quantitative Bewertung der Umformqualität mittels Schliffbildern und Bildverarbeitung

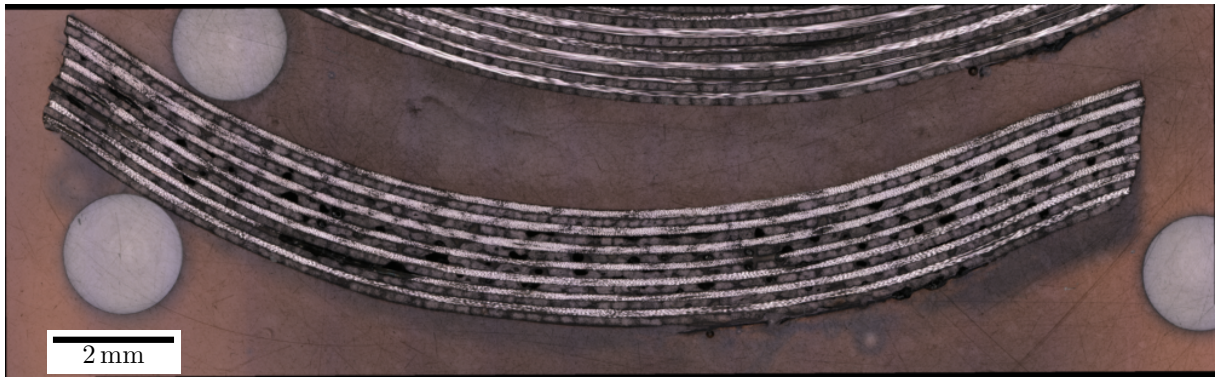
Auf Basis der Schliffbilder wurden folgende Merkmale definiert, um die Qualität der Umformung bzw. der dafür verwendeten Prozessparameter beurteilen zu können:

- **Porosität:** Da die Proben beim Aufheizen ohne Pressdruck dekonsolidieren können und durch das Umformen Lagenverschiebungen entstehen, kann es bei ungeeigneten Parametern zu verstärktem Auftreten von Porositäten und Delaminationen kommen. Da dies einen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Bauteiles haben kann, wird dieses Merkmal untersucht.
- **Probendicke:** Zum einen kann sich die Änderung der Probendicke im Vergleich zum Zustand vor der Umformung ändern, wodurch Lagen herausgedrückt werden und somit die Faserverteilung im Material beeinflusst wird. Zum anderen kann auch ein ungleichmäßiger Verlauf der Dicke über die Probenbreite ein Hinweis auf unpassende Prozessparameter sein.
- **Probenradius:** Pressdruck und Temperaturverlauf während der Umformung beeinflussen, wie genau die Probe die vorgegebene Form des Werkzeugs abbildet. Aus diesem Grund werden der Innen- und Außenradius der Probe untersucht. Verglichen mit den realen Radien von Positiv- und Negativwerkzeug kann damit eine Aussage über die Abhängigkeit der Formtreue von den Prozessparametern gemacht werden.
- **Qualitative Merkmale:** Zusätzlich können in den Schliffbildern auch qualitative Merkmale beobachtet werden, die mit der Qualität der Umformung in Verbindung stehen, wie beispielsweise die Verschiebung von Lagen im Laminat.

Im Folgenden wird genauer auf die Prozesse eingegangen, wie die einzelnen Merkmale bestimmt werden. Da aber ein Schliffbild die Basis für die Untersuchung aller beschriebenen Merkmale ist, wird mit der Vorbereitung des Schliffbildes begonnen.

Vorbereitung des Schliffbildes

Zu Beginn liegt das Ursprungsbild der umgeformten Probe als RGB-Bild vor (Abbildung 4.22a), auf dem noch das Einbettharz und oft auch Teile benachbarter Proben zu sehen sind. Deshalb wird das Bild zunächst manuell zugeschnitten, sodass nur noch die Probe selbst zu sehen ist, und anschließend das Bild in ein 8bit-Grauwertbild umgewandelt (Abbildung 4.22b). Da sich Fasern, Matrix und Poren im Bild nicht primär durch ihre Farbe, sondern durch ihre Reflektivität unterscheiden, geht bei dieser Umwandlung keine Information verloren. Zudem fällt die weitere Verarbeitung der Daten durch die Verringerung auf ein Drittel der Ausgangsmenge um einiges leichter.



(a) Originales Schliffbild



(b) Zugeschnittenes Bild

Abbildung 4.22: Vergleich der ersten Schritte der Bildbearbeitung der Schliffbilder.

Bestimmung der Porosität

Die große Datenmenge aufgrund der hohen Auflösung und der Umstand, dass bedingt durch die Form der Probe große Bereiche des Bildes nicht für die Segmentierung relevant sind, würden bei direkter Anwendung des Segmentierungsalgorithmus zu Ineffizienz in der Berechnung führen. Deshalb wurden die Bilder mithilfe eines Matlab-Skripts in kleinere Teilbilder zerteilt (siehe Abbildung 4.23).

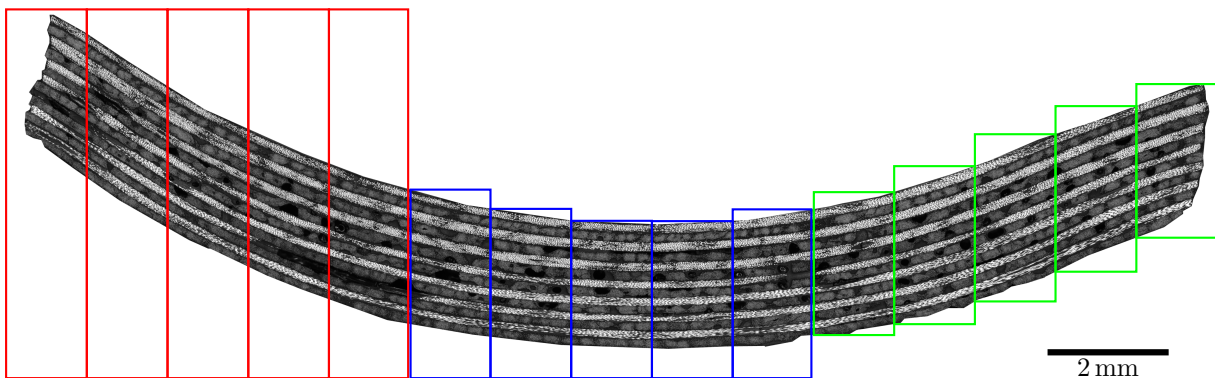


Abbildung 4.23: Die drei Stufen des Bilder-Splittings zur Datenreduktion: einfaches horizontales Aufteilen (rot), Entfernen des oberen weißen Bereichs (blau) und zusätzliches Entfernen des unteren weißen Bereichs (grün).

Dazu wird das ursprüngliche Bild zunächst in der horizontalen Richtung in die gewünschte Anzahl Bilder aufgeteilt, dann wird für jeden Streifen erst von oben, dann von unten Zeile für Zeile der mittlere Grauwert gebildet – so lange, bis dieser nicht mehr 255, also weiß, entspricht. Dann ist die Zeile erreicht, in der die Probe beginnt. In Abbildung 4.23 sind diese drei Schritte dargestellt: Die roten Streifen entsprechen dem horizontalen Aufteilen des Bildes in Streifen, bei den blauen Streifen wurden diese von oben zugeschnitten und die grünen Streifen zeigen die Teilbilder im Endzustand, nachdem diese auch von unten zugeschnitten wurden. Die Werte, an denen das Bild zugeschnitten werden, also alle horizontalen und vertikalen Positionen, werden in einer Textdatei abgespeichert, damit das Bild nach der Segmentierung wieder eindeutig zusammengesetzt werden kann. Ebenso werden anhand dieser Daten die Teilbilder aus dem Ursprungsbild extrahiert und eindeutig benannt abgespeichert. Das Ziel der Segmentierung ist es, den Porengehalt zu bestimmen und zusätzlich Fasern und Matrix zu trennen. Das ist auf Basis der Grauwerte möglich, da die polierten Carbonfasern das Licht sehr stark reflektieren und somit sehr hell erscheinen. Im Gegensatz erscheinen Poren sehr dunkel, da an dieser Stelle kein Material vorliegt, während das Matrixmaterial eine mittlere Reflektivität aufweist. Ein besseres Ergebnis als eine einfache Segmentierung über ein zweistufiges Schwellwertverfahren bietet der „Trainable WEKA Segmentation“ Algorithmus [171] aus der Bildbearbeitungssoftware ImageJ. Dieser verwendet einen Algorithmus auf Basis von maschinellem Lernen, der vom Benutzer trainiert wird und einen sogenannten „Classifier“ erstellt, anhand dessen ähnliche Bilder segmentiert werden können. Die Schritte der Anwendung sind in Abbildung 4.24 dargestellt. Abbildung 4.24a zeigt einen Bildausschnitt des Schliffbildes. Hier sind die Fasern in 0°- und 90°-Richtung erkennbar, die aufgrund ihrer hohen Reflexivität die hellsten Bereiche darstellen. Dazwischen sind der Bereich des Matrixmaterials als dunkler Grauton und Poren als schwarze Bereiche erkennbar. Für das Training des Algorithmus werden typische Bereiche von Hand als einer der drei Bereiche markiert (Abbildung 4.24b), indem Flächen, Linien oder Punkte einer der drei Gruppen zugeordnet werden (hier Faser lila, Matrix grün und Poren rot). Auf Basis dieser Daten wird der Algorithmus trainiert und die Ergebnisse werden wie in Abbildung 4.24c als Überlagerung dargestellt. Aus den Daten wird ein sogenannter Classifier erstellt, mit dessen Hilfe beliebige Bilder mit denselben Daten segmentiert werden können (Abbildung 4.24d). Für das gesamte Bild wird also nur ein kleiner Bereich für das Training genutzt, bevor dann der Classifier auf alle Teilbilder angewendet wird. Für alle Bilder, deren Grauwertverteilung ähnlich ist, kann auch der gleiche Classifier verwendet werden. Gibt es jedoch Unterschiede, die z.B. von der Schliffqualität oder den Beleuchtungsbedingungen kommen können, so liefert der Classifier keine guten Ergebnisse mehr und es muss ein eigener erstellt werden. Da sich gewisse Unterschiede nicht ganz verhindern lassen, wurde für alle Proben, die zusammen in einem Behälter eingebettet wurden, jeweils ein Classifier verwendet, da hier sowohl der Schliff als auch die Aufnahme der Bilder sehr gut vergleichbar sind.

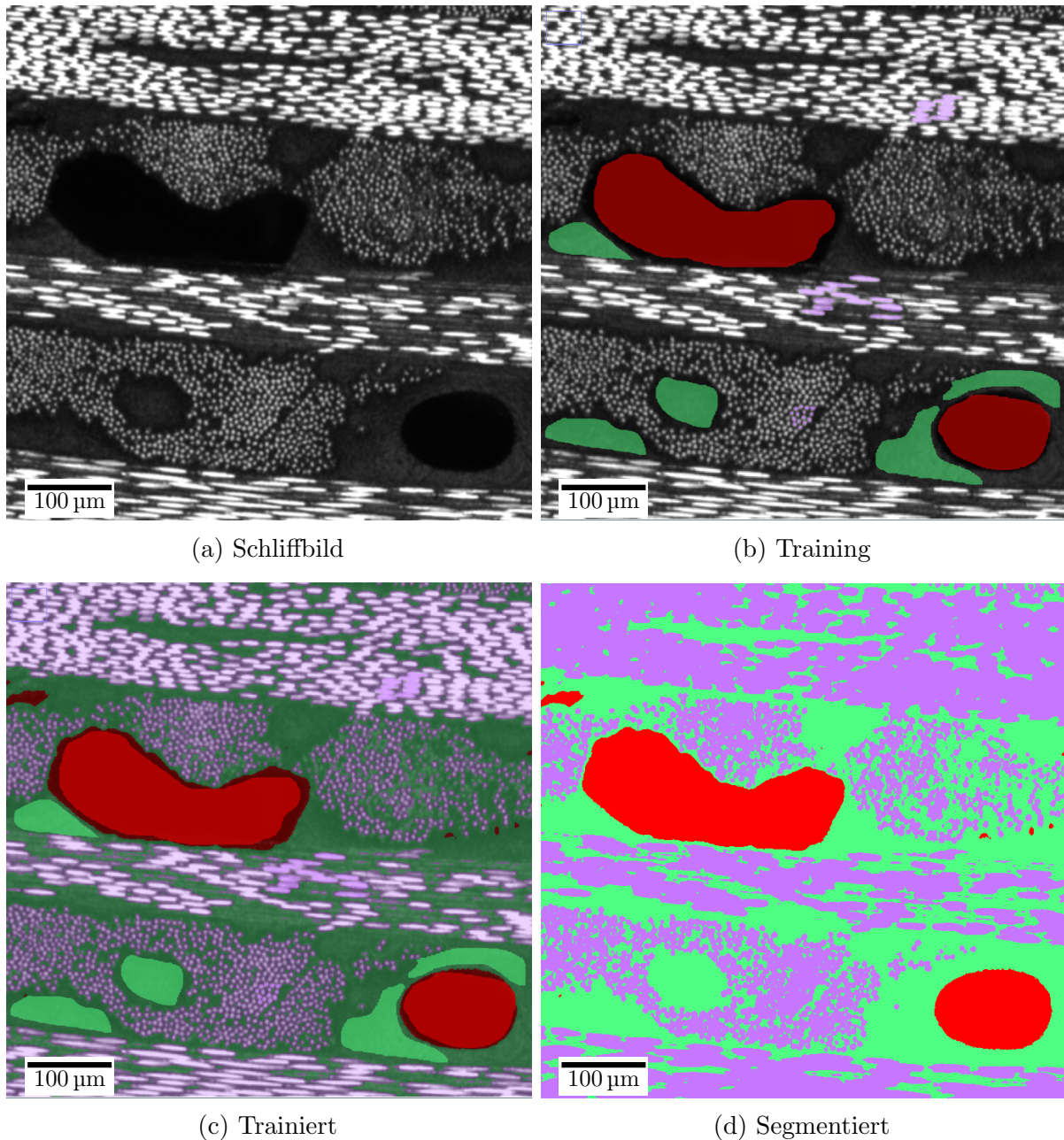


Abbildung 4.24: Ablauf des WEKA-Trainings.

Um die Bilddaten einer Probe zu segmentieren, wurde ein Skript in ImageJ entwickelt, welches für jede Probe alle gesplitteten Bilder öffnet, den passenden Classifier anwendet und schließlich das segmentierte Teilbild abspeichert. Durch die Segmentierung von kleineren Teilbildern können mehrere Bilder parallel berechnet werden. Dies führt zu schnelleren Rechenzeiten, geringerem Speicherbedarf und vermeidet, dass unnötige Bereiche des Ursprungsbildes (weiße Bereiche außerhalb der Probe) berechnet werden. Nach der Segmentierung der Teilbilder werden diese auf Basis der zuvor gespeicherten Positionsdaten wieder zu einem segmentierten Gesamtbild zusammengesetzt. Die Werte der Flächenanteile der einzelnen Bereiche werden nun mittels eines Matlab-Skripts aus dem Verhältnis der Pixelanzahl bestimmt und als finales Ergebnis abgespeichert.

Bestimmung der Radien und des Dickenverlaufs

Zur Bestimmung der Radien und des Dickenverlaufs wird als Grundlage das zuvor erwähnte Schliffbild verwendet, das bereits von Hand zugeschnitten und in ein Grauwertbild konvertiert wurde. Das Ziel der Radienbestimmung ist eine Beurteilung der Formtreue der Proben nach der Umformung. Dazu wird bei den Proben an den inneren und äußeren Bereich jeweils ein Kreis angefittet, um dessen Radius zu erhalten. Das geschieht in einem Matlab Skript, welches zunächst das Bild einliest und zugunsten der Rechenzeit um den Faktor 20 herunterskaliert. Dann wird Spalte für Spalte des Bildes einmal von oben und unten das erste Pixel gesucht, das nicht mehr den Grauwert 255 (also weiß) aufweist oder das Ende der Spalte erreicht wurde (siehe Abbildung 4.25).

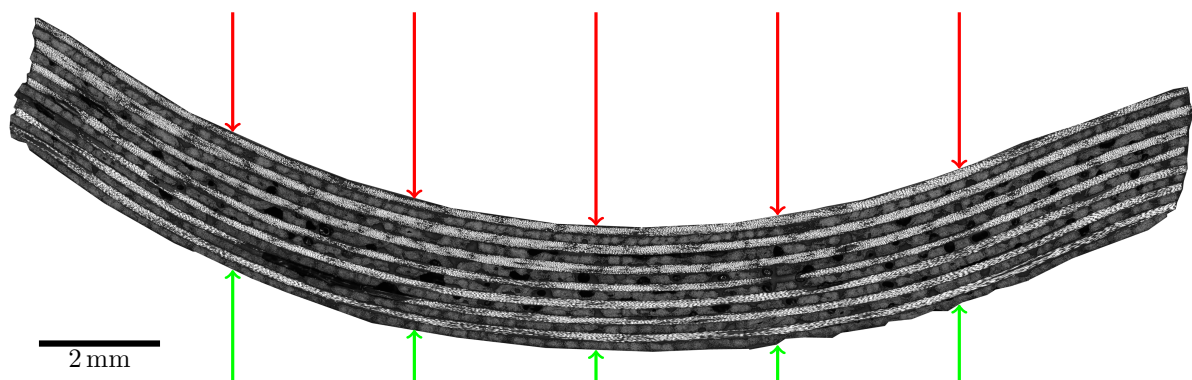


Abbildung 4.25: Bestimmung der Grenzen der Probe zur Erstellung der Punktwolken von oben (rot) und unten (grün).

Somit ergeben sich zwei Punktwolken, die jeweils den Verlauf der oberen und unteren Grenzfläche der Probe repräsentieren. Die äußersten Werte links und rechts werden jeweils aufgrund von Randeffekten vernachlässigt und an beide Punktwolken wird ein Kreis angefittet (siehe Abbildung 4.26). Als Ergebnis liegen nun für Ober- und Unterseite jeweils die Koordinaten des Mittelpunkts sowie der Radius vor.

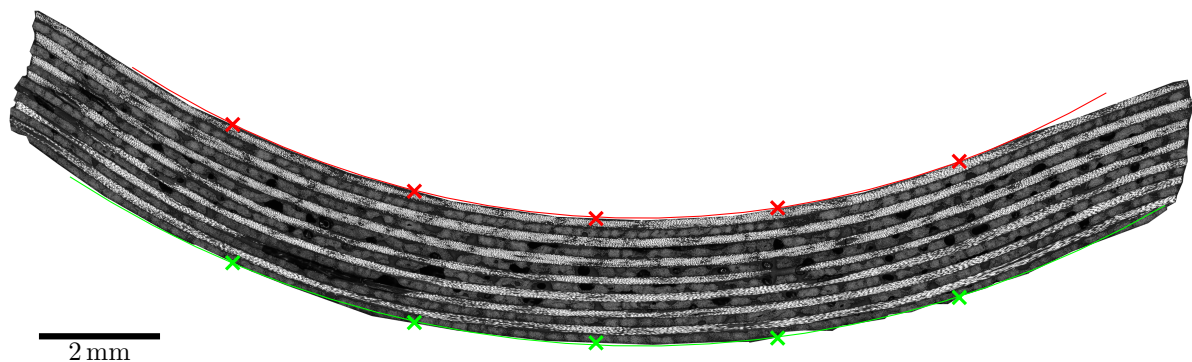


Abbildung 4.26: Darstellung der Punktwolke und der angefitteten Kreise.

Die Bestimmung des Dickenverlaufs wird auf Basis der angefitteten Kreise erstellt. Somit lässt sich das Vorgehen auf ein zweidimensionales geometrisches Problem reduzieren. Die Verbindung des Mittelpunkts des größeren, äußeren Kreises mit einem beliebigen Punkt auf der Außenseite der Probe, also auf dem äußeren Kreis, lässt sich als Gerade aus zwei Punkten parametrisieren. Dann muss der Schnittpunkt mit dem inneren, kleineren Kreis gefunden werden. Der Abstand der beiden Punkte auf dem äußeren und inneren Kreis beschreibt die lokale Dicke der Probe. Wird dies für eine bestimmte Menge an Winkeln entlang der Probe durchgeführt, ist das Ergebnis ein Dickenverlauf, dessen Richtung immer senkrecht zur äußeren Fläche liegt. Schematisch ist dies in Abbildung 4.27 dargestellt. Hier bezeichnen C_o und C_i die Mittelpunkte des äußeren bzw. inneren Kreises, wie sie durch den Fit bestimmt wurden, A_o einen beliebigen Punkt auf der äußeren Seite der Probe und A_i den Punkt, der berechnet werden soll. Dazu muss der Schnittpunkt der Linie von C_o nach A_o mit dem roten, inneren Kreis bestimmt werden. Die Länge der Strecke $[A_o A_i]$ entspricht hier der Probendicke an dieser Position.

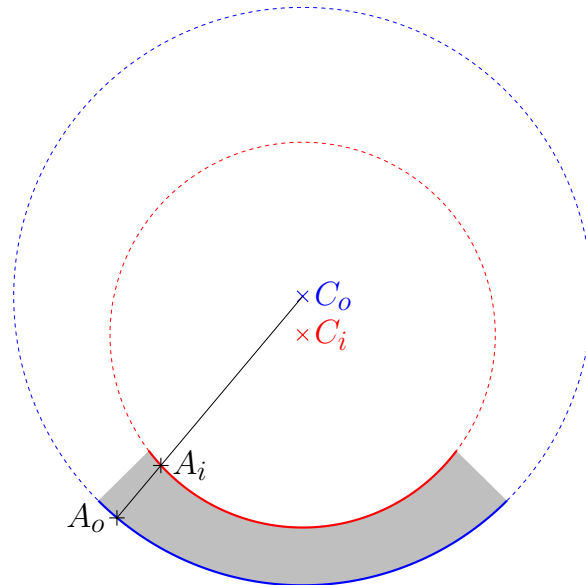


Abbildung 4.27: Schematische Darstellung des geometrischen Problems zur Dickenbestimmung.

Für die analytische Lösung dieses geometrischen Problems müssen zunächst die Gleichungen für Gerade und Kreis definiert werden. Eine Gerade lässt sich allgemein durch die Gleichung $ax + by = c$ beschreiben. In diesem Fall wird die Gerade durch zwei Punkte definiert, für die gilt:

$$y - y_1 = \frac{y_2 - y_1}{x_2 - x_1} (x - x_1) \quad (4.5)$$

Durch Umformen ergibt sich die allgemeine Geradenform:

$$\underbrace{(y_2 - y_1)}_a x + \underbrace{(x_1 - x_2)}_b y = \underbrace{x_1 y_2 - x_2 y_1}_c \quad (4.6)$$

In diesem Fall lassen sich die Werte für x_1 , x_2 , y_1 und y_2 und damit auch die Parameter a , b und c durch die Koordinaten der beiden Punkte der Gerade C_o und A_o ausdrücken:

$$a = y_2 - y_1 = A_{o,y} - C_{o,y} \quad (4.7)$$

$$b = x_1 - x_2 = C_{o,x} - A_{o,x} \quad (4.8)$$

$$c = x_1y_2 - x_2y_1 = C_{o,x}A_{o,y} - A_{o,x}C_{o,y} \quad (4.9)$$

Ein Kreis lässt sich allgemein durch die Gleichung $(x - C_x)^2 + (y - C_y)^2 = r^2$ beschreiben, wobei C dem Mittelpunkt und r dem Radius des Kreises entsprechen. Zur Vereinfachung wird $(x - C_x) = X$ und $(y - C_y) = Y$ gesetzt, womit sich folgende Formeln ergeben:

$$\text{Gerade: } aX + bY = c' \quad (4.10)$$

$$\text{Kreis: } X^2 + Y^2 = r^2 \quad (4.11)$$

Hierbei entspricht $c' = c - aC_x - bC_y$ und r dem Radius des inneren Kreises r_i .

Im Allgemeinen kann das Gleichungssystem entweder keine Lösung (Gerade und Kreis schneiden sich nicht), eine Lösung (Gerade ist eine Tangente am Kreis) oder wie in diesem Fall zwei Lösungen besitzen (die zwei Schnittpunkte der Sekante). Um diese zu erhalten, muss das quadratische Gleichungssystem nach X bzw. Y gelöst werden. Dazu wird zunächst eine Variable durch Einsetzen eliminiert, indem Gleichung 4.10 nach Y aufgelöst

$$aX + bY = c' \Leftrightarrow Y = \frac{c' - aX}{b} \quad (4.12)$$

und in Gleichung 4.11 eingesetzt wird

$$X^2 + Y^2 = r^2 \Rightarrow X^2 + \left(\frac{c' - aX}{b} \right)^2 = r^2. \quad (4.13)$$

Durch Umformen wird dann die Form $\alpha X^2 + \beta X + \gamma = 0$ für die quadratische Lösungsformel erreicht:

$$\begin{aligned} X^2 + \left(\frac{c' - aX}{b} \right)^2 &= r^2 && | - r^2 \\ X^2 + \frac{c'^2 - 2c'aX + a^2X^2}{b^2} - r^2 &= 0 \\ \left(1 - \frac{a^2}{b^2} \right) X^2 - \frac{2ac'}{b^2} X + \frac{c'^2}{b^2} - r^2 &= 0 && | \cdot \frac{1}{b^2} \\ \underbrace{(a^2 + b^2)}_{\alpha} X^2 - \underbrace{2ac'}_{\beta} X + \underbrace{c'^2 - r^2b^2}_{\gamma} &= 0 \end{aligned}$$

Zur Lösung der Gleichung kann die quadratische Lösungsformel angewendet werden:

$$\begin{aligned}
 X_{1/2} &= \frac{-\beta \pm \sqrt{\beta^2 - 4\alpha\gamma}}{2\alpha} = \frac{2ac' \pm \sqrt{(-2ac')^2 - 4(a^2 + b^2)(c'^2 - r^2b^2)}}{2(a^2 + b^2)} = \\
 &= \frac{ac' \pm \sqrt{a^2c'^2 - a^2c'^2 - a^2r^2b^2 - b^2c'^2 + b^4r^2}}{a^2 + b^2} = \frac{ac' \pm \sqrt{b^2(a^2r^2 - c'^2 - b^2r^2)}}{a^2 + b^2} = \\
 &= \frac{ac' \pm b\sqrt{r^2(a^2 + b^2) - c'^2}}{a^2 + b^2}
 \end{aligned}$$

Gleiches kann für Υ durchgeführt werden. Als Lösungen ergeben sich insgesamt:

$$X_{1/2} = \frac{ac' \pm b\sqrt{r^2(a^2 + b^2) - c'^2}}{a^2 + b^2}, \quad \Upsilon_{1/2} = \frac{bc' \mp a\sqrt{r^2(a^2 + b^2) - c'^2}}{a^2 + b^2} \quad (4.14)$$

Die Koordinaten des Punktes A_i lassen sich durch eine Rücktransformation bestimmen:

$$A_{i,x,1/2} = C_{i,x} + X_{1/2}, \quad A_{i,y,1/2} = C_{i,y} + \Upsilon_{1/2} \quad (4.15)$$

Durch diese analytische Lösung kann für jeden beliebigen Punkt auf der äußeren Seite der Probe der Punkt auf der Innenseite bestimmt werden, der durch eine senkrechte Linie erreicht wird. Nach der Wahl der passenden Option der zwei Lösungen aus Gleichung 4.15 resultiert die Dicke für diesen Winkel aus dem Abstand der zwei Punkte. Für die Bestimmung des Dickenverlaufs der Probe wird ein polares Koordinatensystem gewählt, sodass die Dicke in Abhängigkeit des Winkels δ zwischen der Linie von C_o nach A_o und der Senkrechten bestimmt wird (siehe Abbildung 4.28 links). Dafür muss für jeden Winkel eines Bereichs, der die Probe abdeckt, über trigonometrische Beziehungen die Position des Punktes A_o und daraus die Dicke bestimmt werden. Abbildung 4.28 rechts zeigt beispielhaft einen Dickenverlauf, der mit dieser Methode ausgewertet wurde.

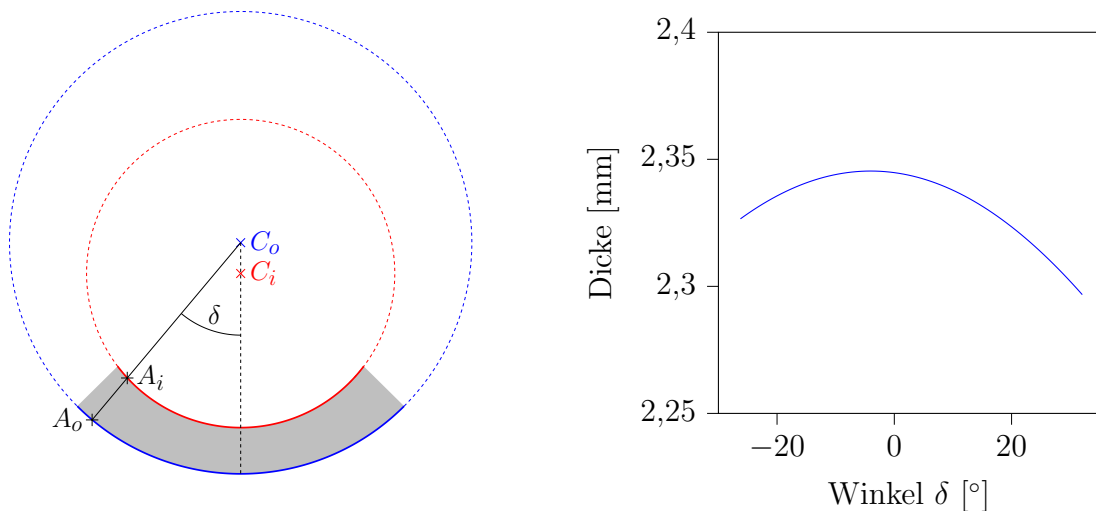


Abbildung 4.28: Darstellung der Geometrie zur Bestimmung der Dicke in Abhängigkeit des Winkels δ (links) und beispielhafter Dickenverlauf einer Probe (rechts).

Untersuchung qualitativer Merkmale

Zusätzlich zu den quantitativen Analysen werden die Schliffbilder auch auf qualitative Merkmale untersucht, die in Zusammenhang mit der Qualität der Umformung stehen. So werden unter anderem Delaminationen, das Schichtgleiten oder die Faser-Matrix-Verteilung untersucht und bewertet.

4.2.5 Synchronisation und Analyse der zeitabhängigen Überwachungsdaten beim Nakajima-Versuch

Alle in Kapitel 4.1.3 beschriebenen Methoden zur Überwachung des Umformprozesses und des Abkühlvorgangs liefern zeitabhängige Daten. Da aufgrund des Versuchsablaufs und fehlender Kompatibilität mancher Messgeräte kein Trigger verwendet wurde, müssen die Daten vor einer Analyse zeitlich synchronisiert werden. Der Zeitunterschied ist zwar meist nicht groß, aber vorhanden. Die Auswertung der Daten erfolgt mittels eines Skripts in Matlab. Folgende Messgrößen wurden aufgezeichnet:

Kraft- und Wegdaten

Diese Daten werden von der Prüfmaschine generiert, hier aber über das Analogsignal im DIC-System aufgezeichnet. Die Daten liegen als .csv-Datei vor, in der je eine Spalte für Index, Kraft und Weg steht. Nach dem Einlesen der Datei wird die Spalte des Index idx in die Zeit von Beginn der Messung t mittels der Aufnahmefrequenz f umgerechnet: $t = (idx - 1)/f$. In diesem Fall beginnt der Index bei 1 und die Frequenz beträgt $f = 2$ Hz. Das Wegsignal wird insofern ausgewertet, als der zeitliche Bereich bestimmt wird, in dem der Weg größer null ist, der Stempel also Kontakt zur Probe hat. Für das Kraftsignal wird der Zeitpunkt der maximalen Kraft zur späteren Synchronisation mit den Daten des AE-Systems bestimmt, aber sonst nicht weiter ausgewertet. In Abbildung 4.29a sind der Kraft-Zeit-Verlauf und der Kontakt für einen Versuch dargestellt.

Temperaturverläufe

Mittels des Thermologgers werden die Temperaturen an Werkzeug und Probe aufgezeichnet. Diese Daten liegen in einer Textdatei vor, aus der die beiden Temperaturverläufe extrahiert werden. Da der Zeitstempel durch den Export nur in Minuten aufgelöst ist, aber die Aufnahmefrequenz von 1 Hz bekannt ist, werden die Zeiten für diese Daten durch den Index generiert. Die Synchronisation der Temperaturdaten mit den Kraft- und Wegdaten wird von Hand gelöst, indem die leichte Temperaturänderung an der Probe mit dem Zeitpunkt des ersten Stempelkontakts gleichgesetzt wird. Dieser tritt auf, weil Stempel und Probe meist nicht genau dieselbe Temperatur haben. Dies ist auch am Beispiel in Abbildung 4.29b zu erkennen.

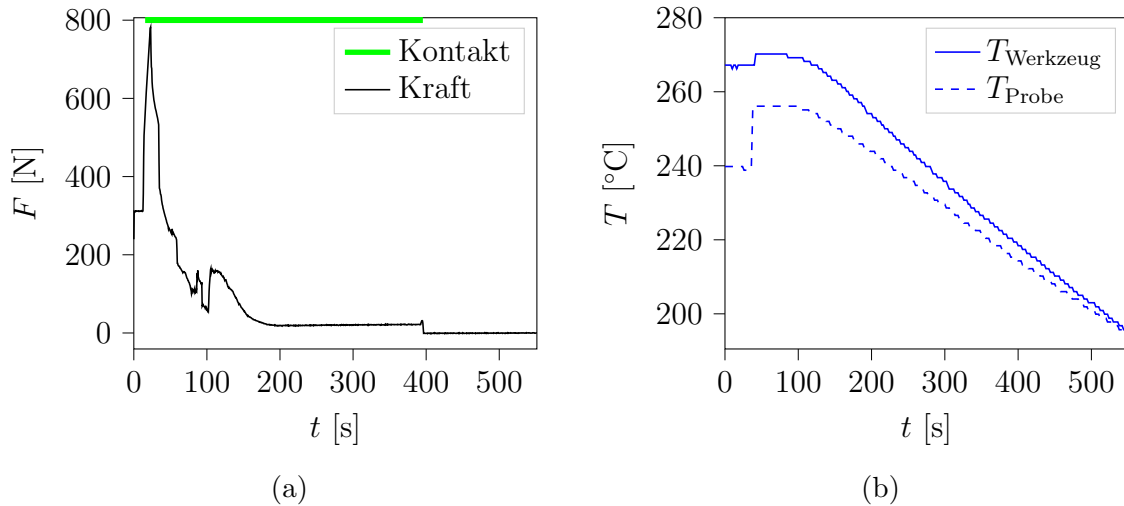


Abbildung 4.29: Darstellung des Kraft-Zeit-Verlaufs mit Kontakt von Stempel und Probe (a) und des Verlaufs der Temperaturen an Werkzeug und Probe (b).

Daten der Schallemission

Nach der Aufzeichnung der Daten werden diese mit der Software nAExtor der Firma BCMtec GmbH [172] ausgewertet. Beim Einlesen der Messdaten werden zunächst die Ankunftszeiten der Signale mittels eines Schwellwerts bestimmt und alle Signale einer Merkmalsextraktion unterzogen. Um nur Signale zu berücksichtigen, die aus dem Bereich der Probe kommen, wird ein Δt -Filter auf alle drei Kanäle mit einer Zeit von $100 \mu\text{s}$ angewandt. Schallereignisse mit größeren Zeitunterschieden zwischen den Sensoren werden ignoriert. In manchen Messungen zeigen sich hochfrequente Störsignale, welche allerdings durch die Anwendung eines Bandpassfilters von den relevanten Signalen getrennt werden können. Für die Auswertung werden außerdem alle Signale vor dem Starten der Kühlung der Probe ignoriert, weil in diesem Zeitraum vor allem Störsignale von Arbeiten am Aufbau auftreten. Als Ergebnis werden die kumulative Energie der Schallwellen sowie die Gesamtenergie und Anzahl an Ereignissen exportiert. Abbildung 4.30 zeigt den Verlauf der kumulativen absoluten Energie für einen Versuch.

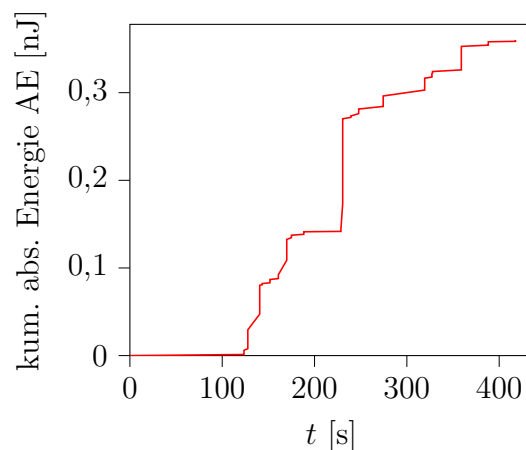


Abbildung 4.30: Darstellung der kumulativen absoluten Energie der Schallwellen.

Zusammenführung und Synchronisierung der Daten

Als Basis für die Synchronisation dienen die Daten des DIC-Systems. Der zeitliche Abgleich mit den Daten des AE-Systems erfolgt über die parallel mittles des Analogsignals aufgezeichneten Kraftdaten. Dies geschieht durch die Bestimmung der Zeitpunkte des Kraftmaximums beider Systemen und der anschließenden Korrektur der AE-Daten mittels dieser Zeitdifferenz. Für die Temperaturdaten wird die Zeitdifferenz händisch anhand erkennbarer Temperaturänderung aufgrund des Kontakts zwischen Stempel und Probe bestimmt.

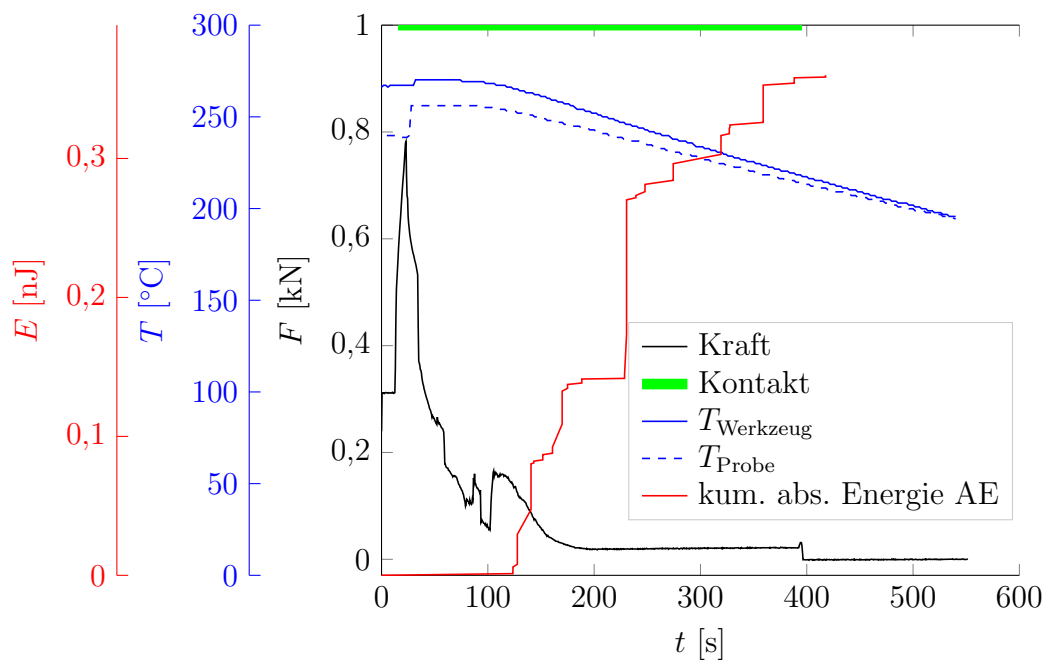


Abbildung 4.31: Zusammengeführte und synchronisierte Daten für einen Versuch.

4.2.6 Lokale Zusammenführung und Analyse der CT- und DIC-Daten beim Nakajima-Versuch

Das Ziel der lokalen Auswertung von CT- und DIC-Daten ist, diese Daten zusammenzuführen, um Zusammenhänge zwischen Porositäten oder Delaminationen im Volumen der Probe mit auf der Oberfläche messbaren Effekten der DIC zu finden. Da Schädigungen im Volumen der Probe nicht ohne Weiteres mit der Bildkorrelation erkennbar sind, diese aber ausschlaggebend für die Qualität der Umformung sind, sollen durch Zusammenhänge zwischen den Daten Kriterien gefunden werden mithilfe derer während der Umformung auch Hinweise auf Schädigungen in der Probe erkannt werden können. Deshalb soll eine grafische Darstellung erstellt werden, bei der relevante interne Defekte mit den lokalen DIC-Daten überlagert werden. Für die Zusammenführung dieser Daten wurde eine Anwendung in Matlab entwickelt, welche die Verarbeitung, aber auch die Darstellung der Daten, des Prozesses und der Ergebnisse ermöglicht.

Import und Verarbeitung der DIC-Daten

Bei der Bildkorrelation werden zunächst reine Verschiebungsdaten aufgenommen. Durch weitere Berechnungen können daraus jedoch eine Vielzahl weiterer Größen für die Probenoberfläche berechnet werden. Die folgenden Größen in Tabelle 4.10 wurden exportiert bzw. aus diesen Daten bestimmt:

Tabelle 4.10: Exportierte bzw. verwendete Größen für die Zusammenführung von CT- und DIC-Daten

GOM Bezeichnung	Beschreibung
d	Absolute 3D-Verschiebung
d_x	Verschiebung in x -Richtung
d_y	Verschiebung in y -Richtung
d_z	Verschiebung in z -Richtung
ε_1	Hauptformänderung
ε_2	Nebenformänderung
ε_3	Dickendehnung
ε_x	Dehnung in x -Richtung
ε_y	Dehnung in y -Richtung
φ_M	Vergleichsumformgrad nach Mises
φ_T	Vergleichsumformgrad nach Tresca
ε_{12}	Verhältnis von Haupt- zu Nebenformänderung ($\varepsilon_{12} = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}$)

Das Koordinatensystem ist so gewählt, dass die positive z -Richtung die Richtung des Tiefziehens, also die Bewegungsachse des Stempels in der Prüfmaschine beschreibt, die x -Richtung parallel zu den Stegen der Probe und die y -Richtung senkrecht dazu liegt (siehe Abbildung 4.32).

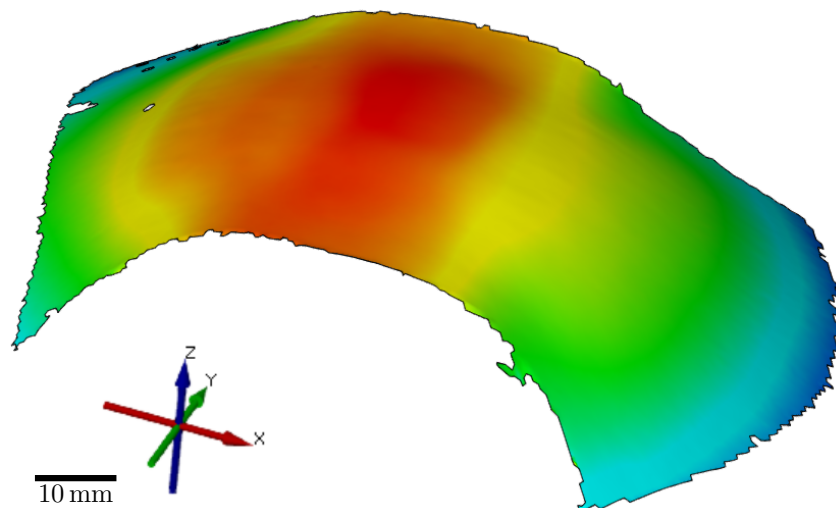


Abbildung 4.32: Darstellung des Koordinatensystems für die Proben.

Als DIC-Daten liegen die Werte aller in Tabelle 4.10 aufgeführten Größen für jede Facette und jede Stufe sowie die Koordinaten der Facetten als Export aus der Software GOM Correlate vor. In der Matlab- Anwendung ist die erste Seite für den Import und die Verarbeitung dieser Daten zuständig (siehe Abbildung 4.32).

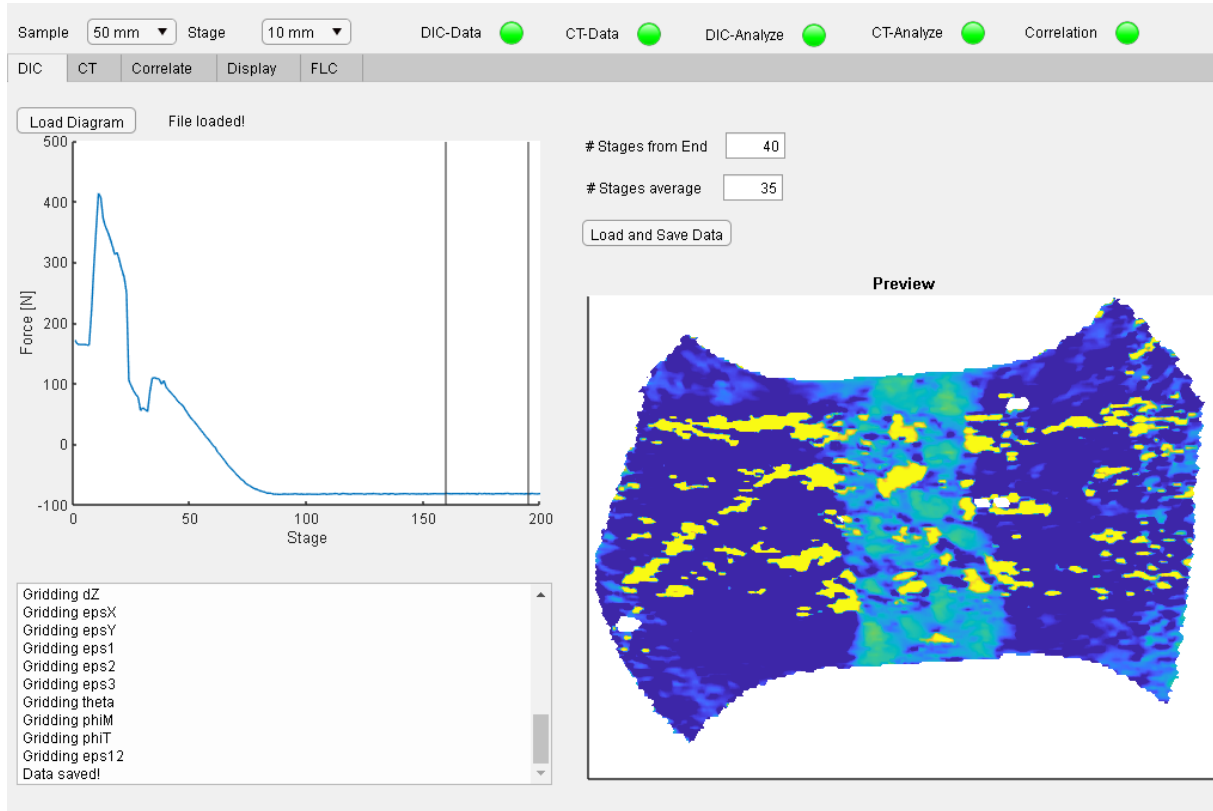


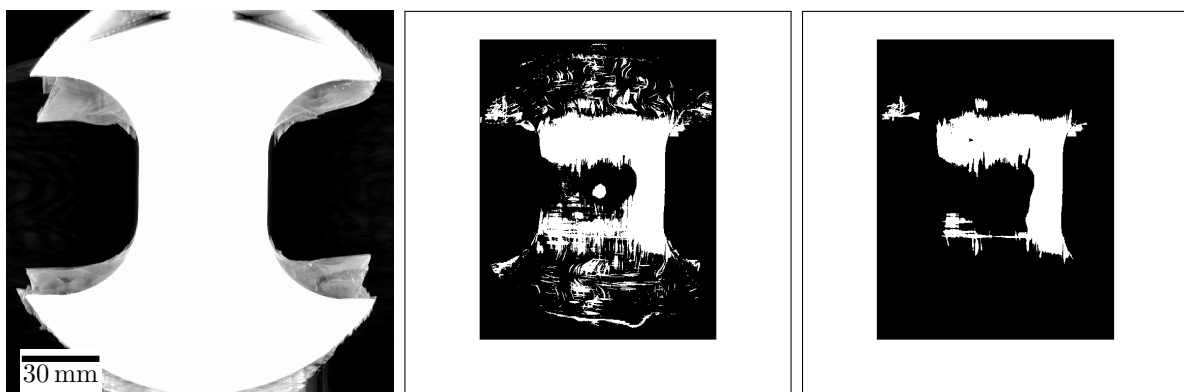
Abbildung 4.33: Import und Verarbeitung der DIC-Daten.

Im ersten Schritt der Verarbeitung der DIC-Daten wird zunächst die Kraftkurve der ausgewählten Probe geladen und dargestellt. Anhand des Graphen kann ein Bereich gewählt werden, in dem die Kraft konstant und somit die Probe keiner variierenden Belastung ausgesetzt ist. Damit wird festgelegt, über welche Stufen die Werte für jede Facette gemittelt werden. Da die CT-Aufnahmen an der umgeformten, abgekühlten Probe gemacht wurden, ist es sinnvoll, möglichst die letzten Stufen der DIC-Daten zu mitteln. Die Mittelung erfolgt aufgrund des Grundrauschens in den Daten. So wird ausgeschlossen, dass lokale Fehler als tatsächliche Effekte gewertet werden. Ist die Auswahl getroffen, wird der Prozess zum Import und Weiterverarbeiten der Daten gestartet. Für die Koordinaten jeder Facette wird der Zustand zu Beginn des Intervalls, über das gemittelt wird, gewählt. Für alle Größen entsteht dann eine Matrix, in der jede Spalte die Werte für jede Facette in je einer Stufe enthält. Es entstehen somit $m \times n$ -Matrizen, bei denen die Anzahl der Spalten m der Anzahl der Facetten und die Anzahl der Spalten n der Anzahl der Stufen der Messung entspricht. Zusätzlich existieren drei Vektoren der Länge m , die für jede Facette die x -, y - und z -Koordinaten enthalten.

Der nächste Schritt ist die Übertragung von den Werten auf Facettenbasis in eine pixelbasierte Darstellung. Dazu wird ein zweidimensionales Raster mit einer Auflösung von 0,1 mm erstellt, dessen Grenzen mindestens den Bereich aller Facetten umfassen. Zunächst wird nur eine Größe auf dieses Raster interpoliert, da anschließend noch eine Maske generiert werden muss. Diese Maske ist notwendig, weil es aufgrund der Form der Proben zu Artefakten bei der Interpolation kommen kann. Die Interpolation berechnet für alle Punkte, die innerhalb von zwei bekannten Punkten liegen, einen Wert. Dazu zählen auch die Bereiche neben dem Steg der Probe. Aus diesem Grund wird auf alle Punkte im Raster eine „Nächste-Nachbar-Suche“ auf die ursprünglichen Facettenkoordinaten durchgeführt [173]. Das Ergebnis davon ist für jeden Rasterpunkt neben dem Index der nächstgelegenen Facette auch der Abstand zu dieser. Mit dem Wissen, wie groß Facetten maximal voneinander entfernt sind, kann mit einem Schwellwert jeder Punkt im Raster mit einem größeren Wert aussortiert werden. In diesem Fall wird ein Schwellwert von 1 mm gewählt, sodass zum einen keine validen Daten verloren gehen, aber auch möglichst wenig ungültige Punkte zur Fläche beitragen. Das Ergebnis kann als binäre Maske gespeichert und auf die Matrizen aller weiterer Größen angewendet werden. So werden alle weiteren Größen auf das Raster interpoliert und mit der Maske korrigiert. Die Daten der Koordinaten sowie der verschiedenen Größen in Facetten- und Rasterform werden schließlich abgespeichert, damit sie nicht jedes Mal neu berechnet werden müssen.

Import und Verarbeitung der CT-Daten

Im nächsten Schritt werden die CT-Daten importiert und verarbeitet. Die Daten liegen in Form von drei Bildern vor: eine Projektion der Probe und zwei Bilder, in denen einmal alle Porositäten und einmal nur nach Form und Größe ausgewählte Porositäten als Binärbild dargestellt sind (siehe Abbildung 4.34). Es wurde sichergestellt, dass die Ausrichtung und Skalierung der drei Bilder identisch ist, sodass mit dem ersten Bild die Ausrichtung und Skalierung angepasst werden kann und die zwei weiteren Bilder anhand dieser Daten weiterverarbeitet werden können.



(a) Übersichtsbild

(b) Alle Porositäten

(c) Nur relevante Porositäten

Abbildung 4.34: Die drei Bilder, die als Eingangsdaten der CT-Analyse fungieren.

In der Anwendung muss vor dem Einlesen der Bilddaten eine Kalibrierung der absoluten Länge in den Bildern durchgeführt werden. Da für die gemeinsame Darstellung von DIC- und CT-Ergebnissen pixelbasierte Daten vorliegen, ist das Verhältnis der realen Länge zur Anzahl an Pixeln in den Bilddaten notwendig. Bei den DIC-Daten kann diese Information aus den Koordinaten der Facetten gewonnen werden, für die CT-Daten muss dies durch das Vermessen einer Achse im Bild geschehen („Measure length“ in Abbildung 4.35). Dazu wird das Übersichtsbild geöffnet und der Nutzer muss entlang der Achse im Bild eine Linie bekannter Länge einzeichnen und anschließend diese Länge eingeben. Aus der gemessenen Länge in Pixeln und der eingegebenen Länge in Millimetern kann das Verhältnis bestimmt werden. Anschließend wird für das spätere Anwenden einer Maske auf die Darstellung der zusammengeführten Ergebnisse noch das Zentrum der Probe bestimmt („Set center“ in Abbildung 4.35). Dies wird durch das händische Markieren von vier symmetrischen Punkten um das Zentrum durchgeführt. Durch Bildung des Mittelwerts der x - und y -Koordinaten der vier Punkte wird das Zentrum bestimmt. Im nächsten Schritt werden die zuvor beschriebenen Bilddaten eingelesen und weiterverarbeitet („Load and adjust CT-images“ in Abbildung 4.35). Zunächst wird die Orientierung der CT-Daten korrigiert. Da die Ausrichtung der Probe in den DIC-Daten durch die eindeutige Position im Werkzeug von Schritt zu Schritt immer konstant ist, die Ausrichtung der Probe im CT und beim Anfertigen der Projektionsbilder aber nicht fest definiert ist, wurde diese Ausrichtung zuvor von Hand bestimmt und in einer Datei abgespeichert, auf die die Anwendung zugreift und die Bilder vor der weiteren Verwendung automatisch spiegelt und/oder dreht.

Zunächst wird das Übersichtsbild verarbeitet. Da im Original um das in Abbildung 4.34a gezeigte Bild noch die Achsen abgebildet sind, muss zunächst der relevante Teil extrahiert werden. Dazu wird das Bild mittels eines einstellbaren Schwellwerts binarisiert, welcher so gewählt ist, dass von der Probe möglichst nur die Grundform übrig bleibt, welche durch die Bleche gegeben ist. Anschließend werden auf das binäre Bild morphologische Operationen angewandt, zunächst eine Dilatation zur Beseitigung von kleinen Bildfehlern und Artefakten der Binarisierung und danach eine Erosion zur Entfernung der Achsen im Bild. Nun kann automatisch der Umriss des in Abbildung 4.34a gezeigten Bildes erkannt und dieses entsprechend zugeschnitten werden. Dieser Zuschnitt wird auch auf die beiden Bilder mit den Porositäten angewandt. Da bei diesen beiden Bildern, wie in den Abbildungen 4.34b und 4.34c zu sehen ist, noch ein weißer Rand vorhanden ist, wird zunächst eine Fülloperation in der linken oberen Ecke mit dem Wert für Schwarz durchgeführt. Andernfalls würde der weiße Bereich später genauso wie die Porositäten dargestellt werden. Sind alle Bilder bearbeitet, werden sowohl die Daten zur Ausrichtung, Skalierung und des Zentrums der Probe, als auch die bearbeiteten Binärbilder abgespeichert. Außerdem werden die Ergebnisse in der Anwendung dargestellt, damit z.B. im Falle eines fehlerhaften Bildes oder eines ungeeigneten Schwellwerts der Prozess mit Anpassungen wiederholt werden kann.

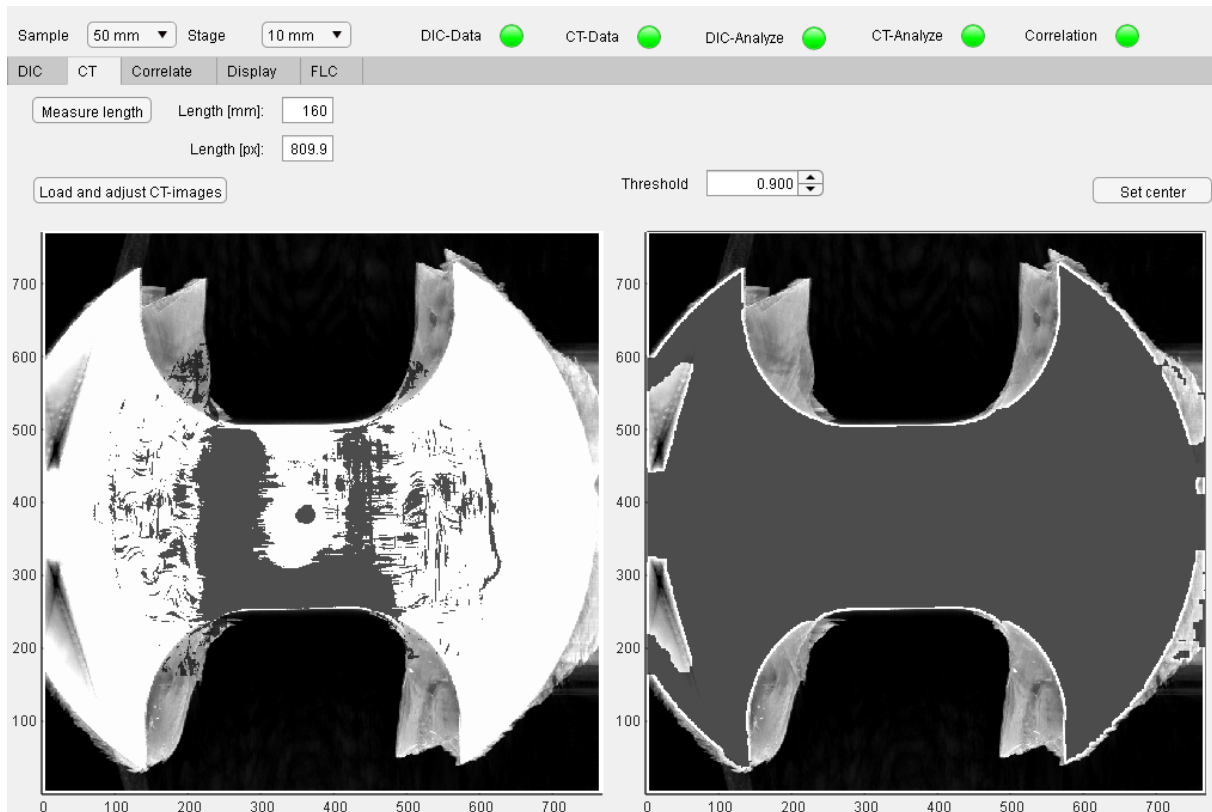


Abbildung 4.35: Darstellung und Verarbeitung der CT-Daten.

Ausrichtung der CT-Daten auf die DIC-Daten mittels Korrelation

Nachdem die Pixel-zu-Länge-Verhältnisse bei DIC- und CT-Daten bestimmt sind, müssen diese zueinander ausgerichtet werden. Dabei ist sowohl eine Verschiebung in x - und y -Richtung sowie eine Rotation zueinander zu berücksichtigen. Die Ausrichtung wird über eine normierte Kreuzkorrelation der Form der Proben in CT und DIC durchgeführt. Die dafür verwendete Matlab-Funktion `C = normxcorr2(template,A)` berechnet auf Basis der zwei Matrizen `template` und `A` eine Matrix `C`, die die Korrelationskoeffizienten für alle möglichen Positionen enthält, in denen die beiden Matrizen überlagert werden können. Die genaue Umsetzung dieses Prozesses ist in [174] beschrieben. Ein hoher Korrelationskoeffizient bedeutet dabei eine gute Übereinstimmung. Die beste Position für die Überlagerung der beiden Formen lässt sich durch die Position des höchsten Korrelationskoeffizienten in der Ergebnismatrix bestimmen.

In diesem Fall wird dafür zunächst je eine Maske für die Formen von DIC und CT benötigt. Wird in der Anwendung (Abbildung 4.36) auf „Correlate Data“ geklickt, so werden diese Masken geladen und weiterverarbeitet. Für die DIC wird die zuvor erstellte Maske, für den CT das binarisierte Übersichtsbild verwendet. Da die Darstellung der Probe mit den CT-Daten ein vollständigeres Bild der Probe liefert, wird dieses als Grundbild und die Maske der DIC als kleineres `template` verwendet. Zunächst wird die Rotation überprüft, indem die Korrelationsmatrix für einen relativ großen Winkelbereich von standardmäßig

-20° bis 20° in Schritten von 2° bestimmt und für jeden Winkel der maximale Korrelationskoeffizient ausgelesen wird. Um den Winkel, der den höchsten Korrelationskoeffizienten aufweist, wird dann mit einer Auflösung von $0,1^\circ$ eine feinere Suche in einem kleineren Winkelbereich durchgeführt. Der Winkel mit dem maximalen Korrelationskoeffizienten in der feinen Suche wird dann als optimaler Winkel weiterverwendet. Aus der Korrelationsmatrix kann nun die Position dieses maximalen Wertes bestimmt und daraus die optimale Position der einen Maske auf der anderen abgeleitet werden. Im entsprechenden Fenster der Anwendung (Abbildung 4.36) ist links unten ein Oberflächenplot der Korrelationsmatrix dargestellt und das Maximum rot markiert. Damit kann festgestellt werden, ob evtl. mehrere ähnlich gute Zustände erkannt wurden und die Suche lokal eingegrenzt werden sollte. Darüber ist der maximale Korrelationskoeffizient gegen den Drehwinkel aufgetragen, in Blau für die grobe Suche zwischen -20° und 20° und in Orange für die anschließende Feinsuche. Mit Klick auf „Plot Correlation“ wird für die berechnete Position und den optimalen Winkel eine Überlagerung der beiden Masken dargestellt. Die finalen Parameter können über manuelle Eingaben rechts oben noch feinjustiert und final abgespeichert werden.

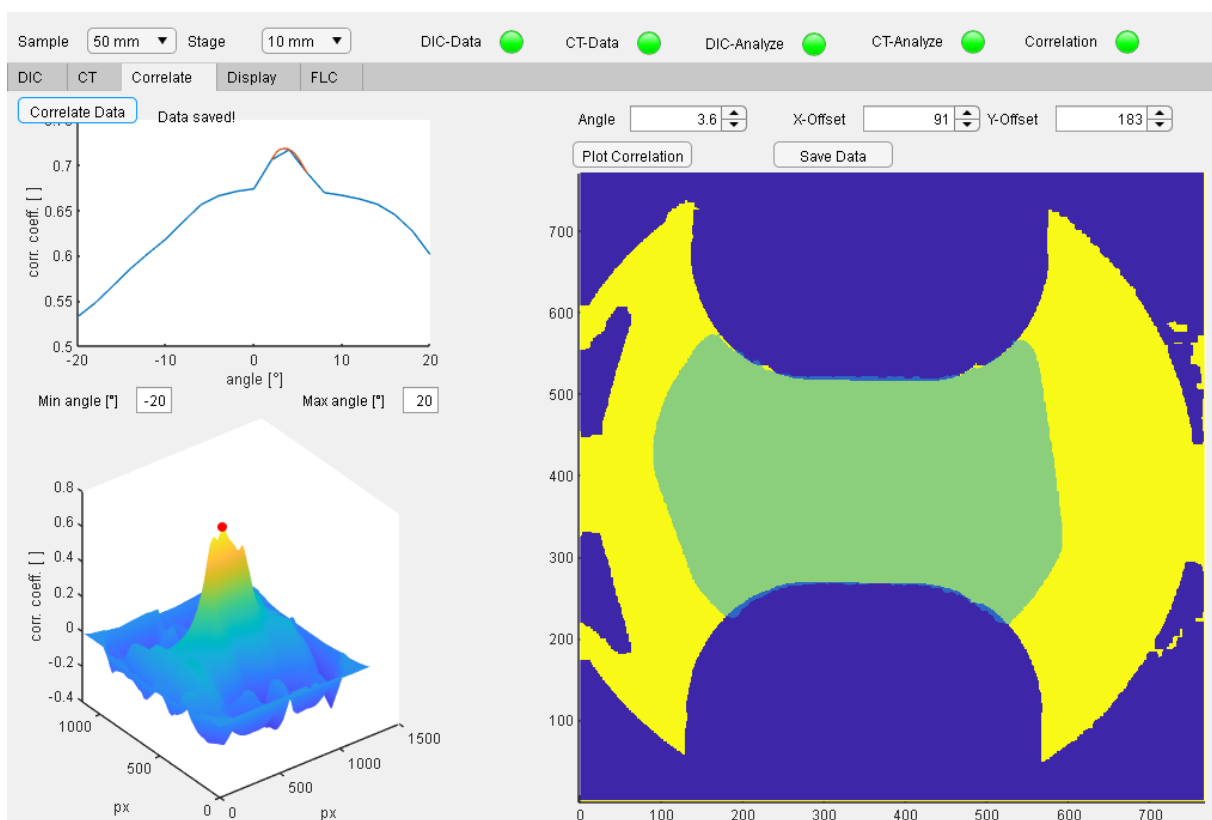


Abbildung 4.36: Korrelation der Masken von DIC- und CT-Daten. Links oben die Darstellung des Korrelationskoeffizienten in Abhängigkeit des Rotationswinkels, links unten ein dreidimensionaler Plot der Korrelationsmatrix und rechts eine Darstellung der Überlagerung der CT-Maske (gelb) mit der DIC-Maske (grün).

Darstellung der Zusammenführung

Für die Darstellung der Ergebnisse müssen zunächst alle zuvor berechneten Daten geladen werden (DIC-Daten, CT-Daten, Korrelationsdaten und die Koordinaten des Probenzentrums). Für die Darstellung sind insgesamt drei Ebenen notwendig: eine für die CT-Daten, eine für die DIC-Daten und eine für die optionale Maske. Als Erstes wird als Basis zur Orientierung die CT-Projektion der Probe dargestellt und die ausgewählten CT-Daten darüber angezeigt. Darüber werden in der nächsten Ebene die DIC-Daten dargestellt. Je nach gewähltem Datensatz, Skalierung und Transparenz werden diese Daten geladen, angepasst und in die Ebene über die DIC-Daten gelegt. Abbildung 4.37 zeigt diese Seite der Anwendung. Über einen Klick auf „Load Data“ werden die Daten für die Auswahl von Probe und Parameter dargestellt. Als CT-Daten kann die Darstellung ohne Porositäten, mit allen Porositäten oder nur mit relevanten Porositäten ausgewählt werden. Als DIC-Daten können alle Parameter aus Tabelle 4.10 ausgewählt werden. Um die Grenzen der Farbskala anzupassen, kann ein Wert eingegeben werden, der als Vielfaches der Standardabweichung der Verteilung der aktuell gewählten Größe interpretiert wird. Über „Face-Alpha“ kann die Transparenz der DIC-Daten eingestellt werden. Die optionale kreisförmige Maske kann aktiviert bzw. deaktiviert und deren Durchmesser in Millimetern eingestellt werden. Je nach Probengröße sind hierfür Standardwerte hinterlegt.

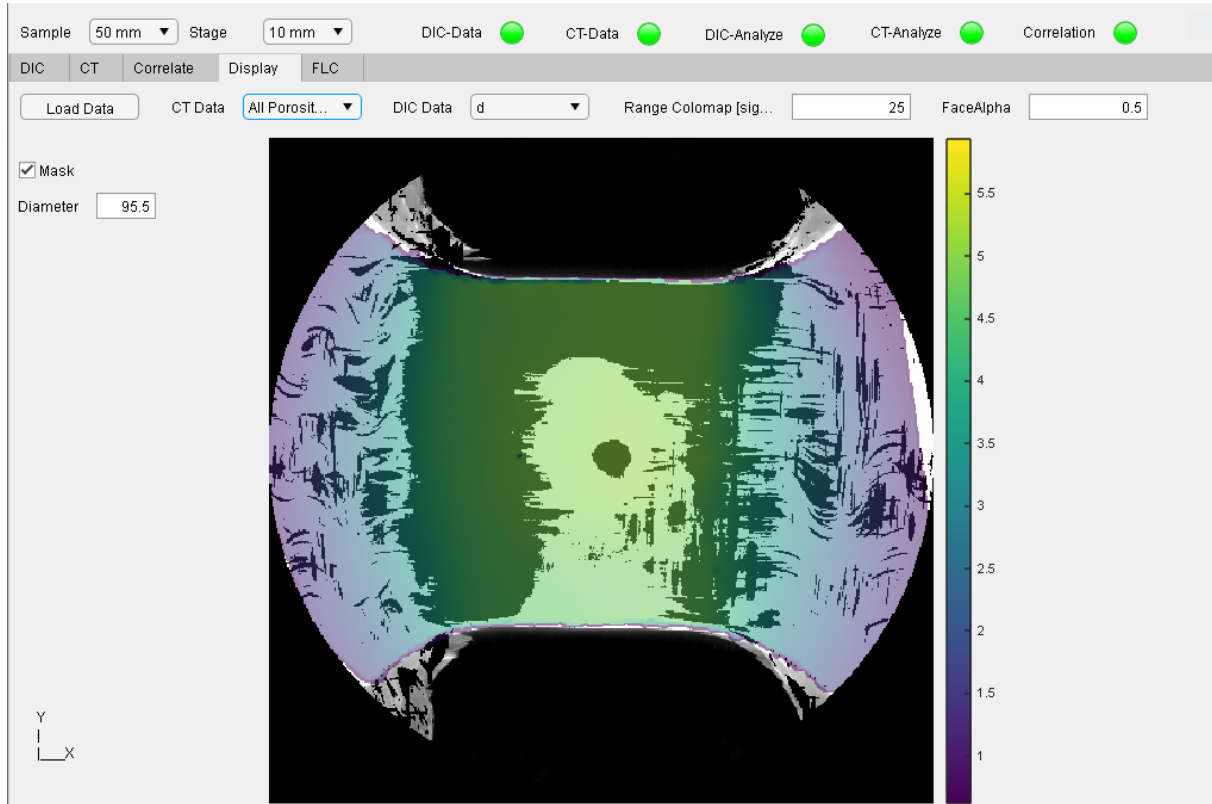


Abbildung 4.37: Darstellung der Ergebnisse. Als Basis dienen die CT-Daten, welche mit den DIC-Daten und optional mit einer Maske überlagert werden.

4.2.7 Auswertung der Grenzformänderungskurven

Klassisch wird die Grenzformänderungskurve aus einzelnen Werten der unterschiedlichen Proben ermittelt. Die Werte für Haupt- und Nebenformänderung werden dabei im Zustand direkt vor dem Versagen der Probe bestimmt. Da bei hybriden Werkstoffen ein eindeutiges Versagen der Probe kein verlässliches Kriterium für den Zustand der Probe ist, wird der Verlauf zu diesem Punkt hin in der Grenzformänderungskurve betrachtet. Dazu wird über den Verlauf der Umformungsschritte in einem kleinen Bereich mit Radius 10 mm in der Mitte der Probe der Mittelwert von Haupt- und Nebenformänderung betrachtet. Theoretisch sollte sich hier eine gerade Linie ergeben, die je nach Belastung ausgerichtet ist. So kann unter Umständen ein Abweichen von dieser Linie auf Defekte in der Probe hindeuten. Zudem kann der Belastungszustand der hybriden Proben mit dem von reinen Metallproben verglichen werden, um sicherzustellen, dass auch für diese Art von Proben ähnliche Belastungszustände erreicht werden können, wie von Thum gezeigt [9].

Für reine Metallproben, die in einem Durchgang geprüft wurden, kann diese Art der Auswertung direkt in der Bildkorrelationssoftware durchgeführt werden, indem der zeitliche Verlauf von Haupt- und Nebenformänderung in einem Bereich der Probenmitte ausgegeben und entsprechend für alle Probenarten aufgetragen wird. Für die hybriden Proben ist dies etwas komplexer, da diese nicht in einem Durchgang umgeformt wurden. Zudem wird jede Messung auf deren Anfangszustand referenziert, sodass die gemessenen Verformungen in jeder Stufe nur relativ zum Ausgangszustand dieser Umformungsstufe zu betrachten sind. Aus diesem Grund musste ein Weg gefunden werden, die Ergebnisse für alle Stufen zu kumulieren. Das Problem ist dabei, dass die Probe nach dem Umformen wieder etwas relaxiert und zudem beim Abkühlen auch das thermische Schrumpfen nicht vernachlässigt werden kann. Wie in den Verläufen in Abbildung 4.38 zu erkennen, ergeben sich in diesem Fall keine geraden Verläufe, weil diese nach dem Kraftmaximum abknicken. Um dieses Problem zu umgehen, werden für die Bestimmung der Kurven alle Daten nach dem Kraftmaximum ignoriert und der Endwert einer Stufe wird auf die Daten der nächsten Stufe aufaddiert, wodurch ein kumulativer Verlauf entsteht.

Für die hybriden Proben wurde die Auswertung der Dehnungsverläufe in der Matlab-Anwendung durchgeführt (siehe Abbildung 4.38). Wurde in keinem der vorherigen Schritte das Zentrum der Probe bestimmt, wird für eine Probe zunächst von Hand der Bereich definiert, in dem die Auswertung geschehen soll („Set Center“). Das geschieht durch Einzeichnen eines Zentrums und Eingabe eines Radius für den Bereich. Anschließend werden nach einem Klick auf „Set Center“ die entsprechenden DIC-Daten der Probe geladen, für jede Stufe der Mittelwert für Haupt- und Nebenformänderung im definierten Bereich ermittelt und schließlich als Verlauf von Haupt- gegen Nebenformänderung ausgegeben und abgespeichert (links unten in Abbildung 4.38). Rechts können die bereits bestimmten Verläufe dargestellt und verglichen werden. Hier sind die Verläufe zu sehen, die entstehen,

wenn die Daten nach dem Kraftmaximum mit berücksichtigt werden. Für die weitere Auswertung werden für jede Probe jeweils alle Verläufe von Haupt- und Nebenformänderung sowie die Kraft-Weg-Kurven des Versuchs geladen. Damit können für jede Stufe alle Werte nach dem Kraftmaximum ignoriert und anschließend die Ergebnisse der Stufen kumulativ zusammengesetzt werden.

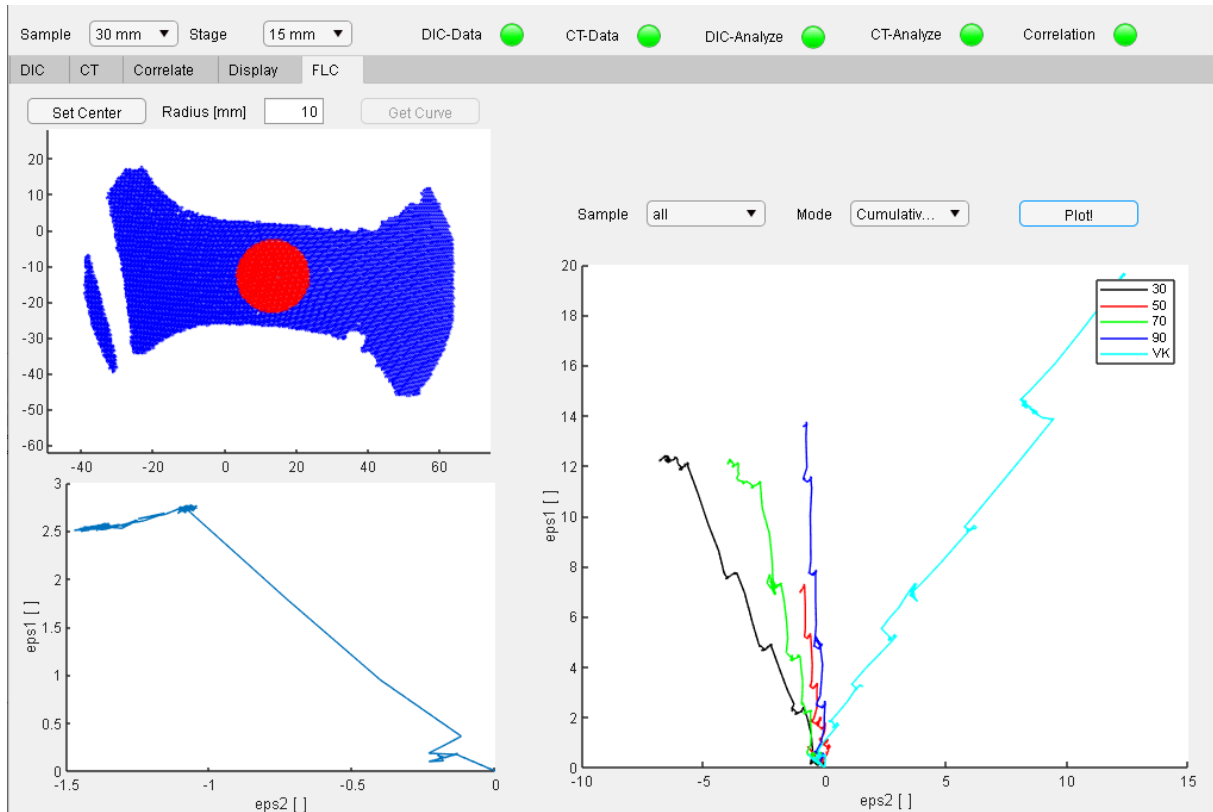


Abbildung 4.38: Bestimmung der Dehnungsverläufe, die zur Grenzformänderungskurve führen. Definition des Auswertebereichs (links oben), daraus bestimmte Kurve für eine Probenstufe (links unten) und kumulierte Verläufe (rechts).

5 Ergebnisse

5.1 Kontaktentwicklung

5.1.1 Oberflächenstrukturen der verschiedenen Fügepartner

Grafische Darstellung der Oberflächenstrukturen

Neben der quantitativen Analyse der Oberflächenstrukturen sollen diese auch mittels Mikroskopaufnahmen untersucht werden. Dazu werden zum einen Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM), zum anderen Ergebnisse der Höhenbestimmung mittels Laserrastermikroskop gezeigt.

Tape: Bei der mikroskopischen Betrachtung der Tapes fällt auf, dass auch auf der Oberfläche die Struktur von den unidirektional verlaufenden Carbonfasern bestimmt wird. Jedoch verlaufen die Fasern nicht gleichmäßig verteilt, sondern gerade an der Oberfläche wechseln sich Matrix-dominierte Bereiche mit deutlich erkennbaren Einzelfasern und Faserbündeln ab. Wie in den REM-Bildern in Abbildung 5.1 zu erkennen, entstehen auf der Oberfläche Wölbungen und Welligkeiten quer zur Faserrichtung durch darunter verlaufende Fasern und Faserbündel (1). Zudem sind trockene Fasern oder Faserteile zu erkennen (2). Dahingegen ist in Faserrichtung nur wenig Struktur zu finden.

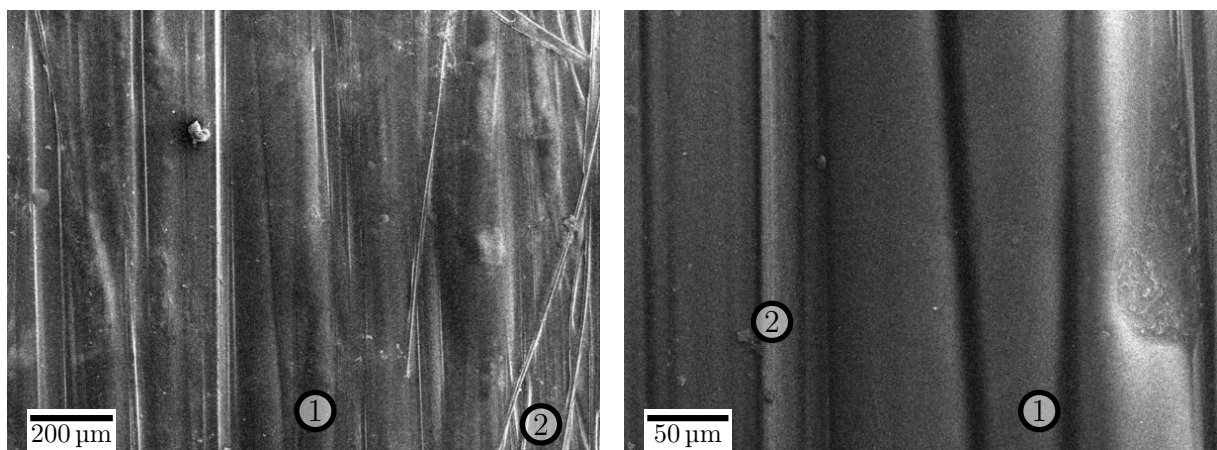


Abbildung 5.1: REM-Aufnahmen des blanken Tapes.

Dies wird auch deutlich, wenn die Höhenverteilung auf der Oberfläche und die Verläufe in und quer zur Faserrichtung betrachtet wird, wie in Abbildung 5.2 zu sehen. Während quer zur Faserrichtung (hier horizontal) Schwankungen in der Höhe von etwa $\pm 10 \mu\text{m}$ zu finden sind, zeigen sich in Faserrichtung nur minimale Schwankungen.

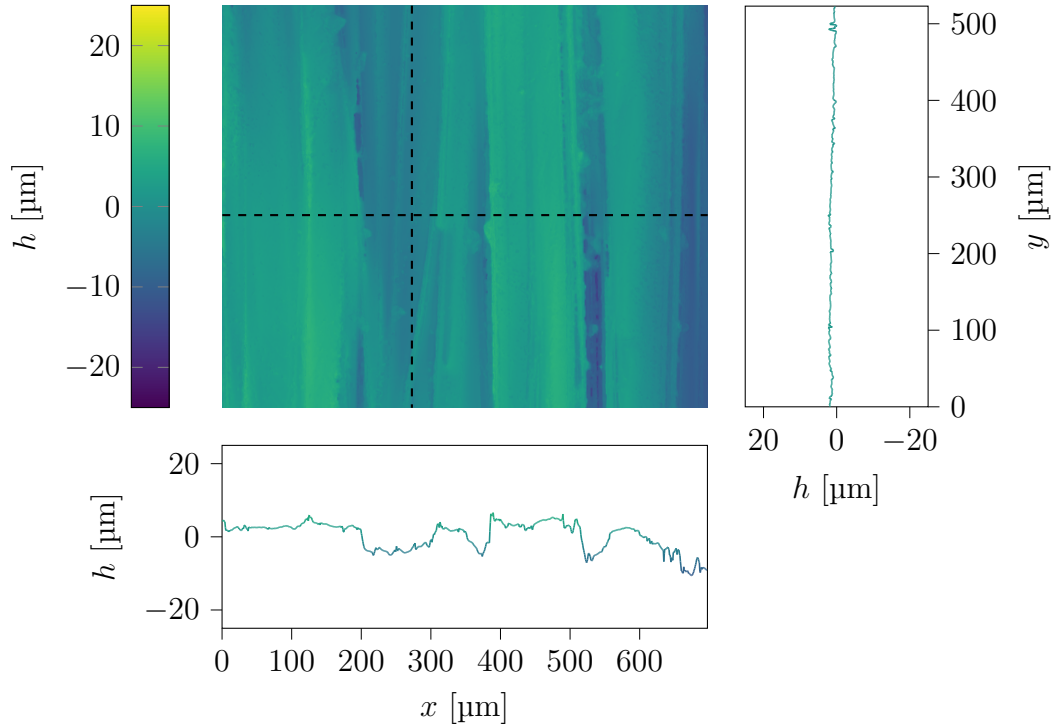


Abbildung 5.2: Darstellung der Oberflächenstruktur des blanken Tapes mit beispielhaften Höhenprofilen in x - und y -Richtung (Objektiv mit $20\times$ -Vergrößerung).

Bepulvertes Tape: Da sich das bepulverte Tape vom blanken Tape nur durch die Haftvermittlerschicht unterscheidet, ist es wenig verwunderlich, dass sich die Regionen, an denen die Tape-Oberfläche sichtbar ist, nicht merklich vom blanken Tape unterscheiden. Der Haftvermittler selbst bildet jedoch eine deutlich andere Oberflächenstruktur (siehe Abbildung 5.3).

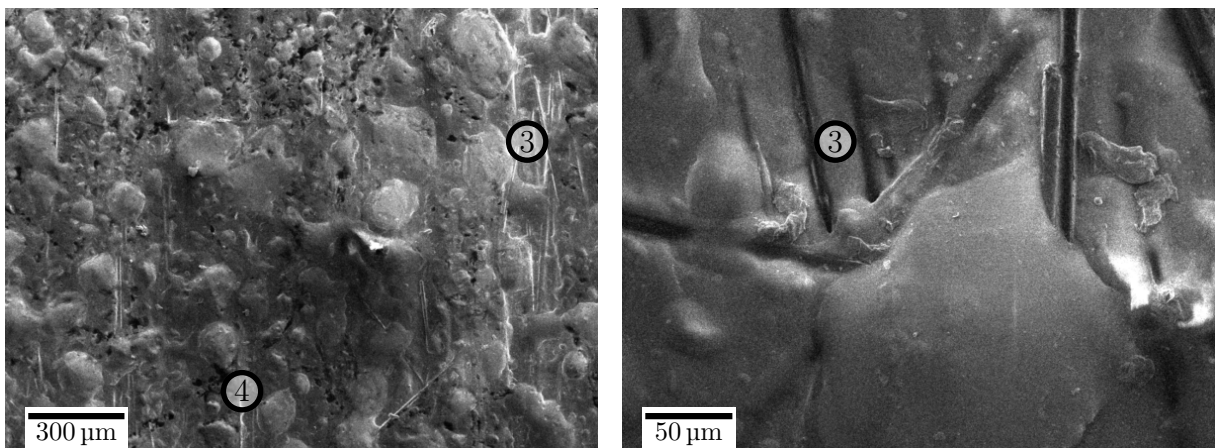


Abbildung 5.3: REM-Aufnahmen des bepulverten Tapes.

In den REM-Bildern des bepulverten Tapes sind zwar immer noch leicht die Strukturen durch die Fasern zu erkennen (3), dominiert wird die Oberfläche aber durch den aufgetragenen Haftvermittler. Dieser bedeckt nicht die gesamte Oberfläche, sondern ist fleckhaft verteilt und bildet unterschiedlich große Tropfen (4). Im Vergleich zum blanken Tape wird aber deutlich, dass diese Tropfen eine deutlich gröbere Struktur bilden als das ursprüngliche Tape. Es zeigt sich auch, dass die stark richtungsunabhängige Struktur des Tapes durch das Bepulvern nicht mehr so stark erkennbar ist. Auf größeren Flächen ist zu beobachten, dass die Verteilung des Haftvermittlers nicht immer gleichmäßig ausfällt, sodass immer wieder Bereiche erkennbar sind, in denen der Haftvermittler fast die gesamte Oberfläche abdeckt, während in anderen Bereichen mehr vom Tape darunter zu sehen ist. Bei Betrachtung der Höhenstrukturen (Abbildung 5.4) können die Beobachtungen der REM-Bilder quantitativ bestätigt werden. Die Tropfen auf der Oberfläche bilden Strukturen, die etwa $\pm 20\text{ }\mu\text{m}$ hoch, also doppelt so groß wie beim blanken Tape, ausfallen. Zudem können diese Strukturen in Faserrichtung sowie quer dazu beobachtet werden, auch wenn sich quer zur Faserrichtung öfter die Strukturen von Haftvermittler und Tape überlagern und somit insgesamt etwas ausgeprägter sind als in Faserrichtung. Die steilen Flanken im Höhenprofil an den Rändern der größeren Tropfen lässt jedoch die Vermutung zu, dass es sich bei diesen Strukturen nicht um rechteckige Formen handelt, sondern durch die optische Untersuchung mögliche Hinterschnitte aufgrund der Tropfenform nicht abgebildet werden können.

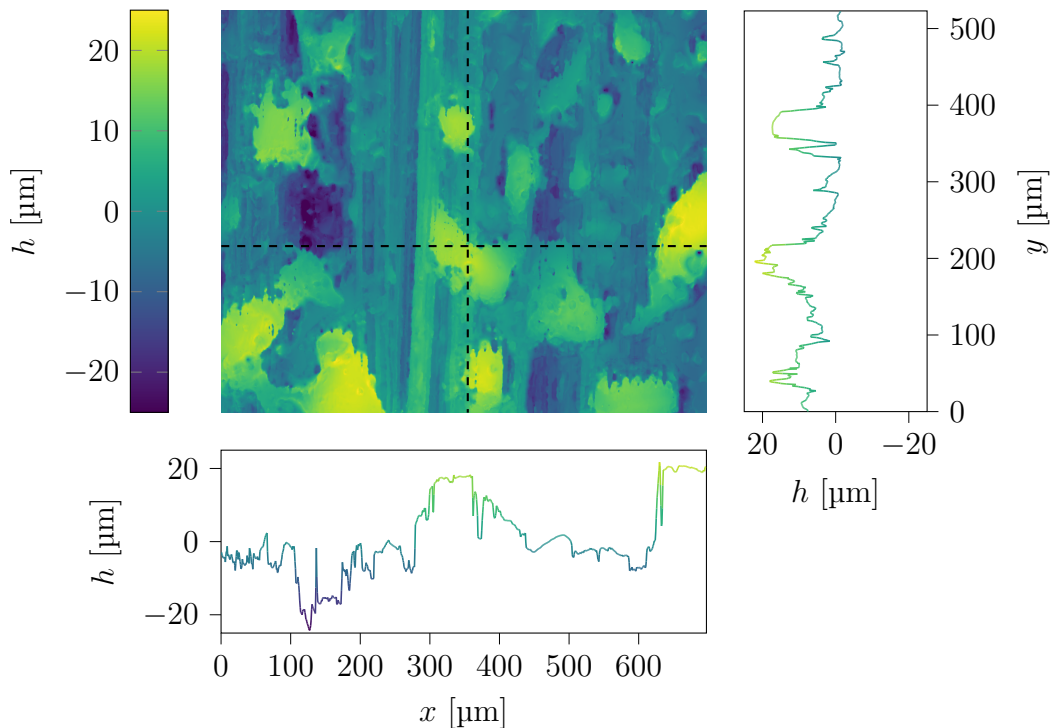


Abbildung 5.4: Darstellung der Oberflächenstruktur des bepulverten Tapes mit beispielhaften Höhenprofilen in x - und y -Richtung (Objektiv mit $20\times$ -Vergrößerung).

Blech unbehandelt: Abbildung 5.5 zeigt die REM-Aufnahmen des unbehandelten Blechs. Dort sind vor allem die Strukturen als Folge des Walzens (5) und Defekte, z.B. Kratzer (6), erkennbar. Somit ergibt sich aus Walzrichtung eine starke Vorzugsrichtung der Oberflächenstruktur.

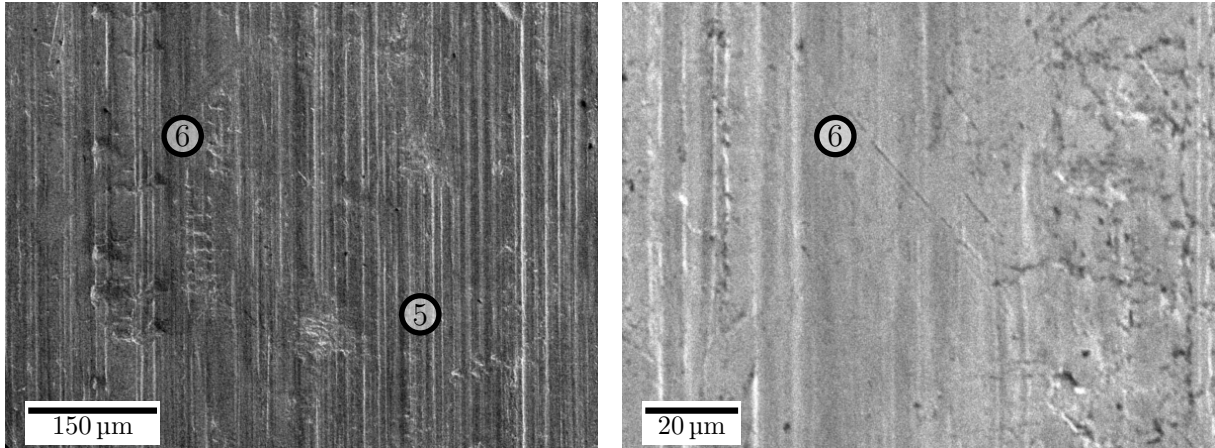


Abbildung 5.5: REM-Aufnahmen des unbehandelten Blechs.

Bei Betrachtung der Höhenstruktur in Abbildung 5.6 zeigt sich ebenfalls die erhöhte Rauheit quer zur Walzrichtung. Insgesamt sind die Strukturen mit einer Höhe von weniger als $\pm 5 \mu\text{m}$ jedoch nicht sehr stark ausgeprägt. In Walzrichtung ist über die gesamte Messlänge kein bedeutender Höhenunterschied erkennbar. Die minimal erkennbaren Schwankungen sind vermutlich auf Rauschen zurückzuführen.

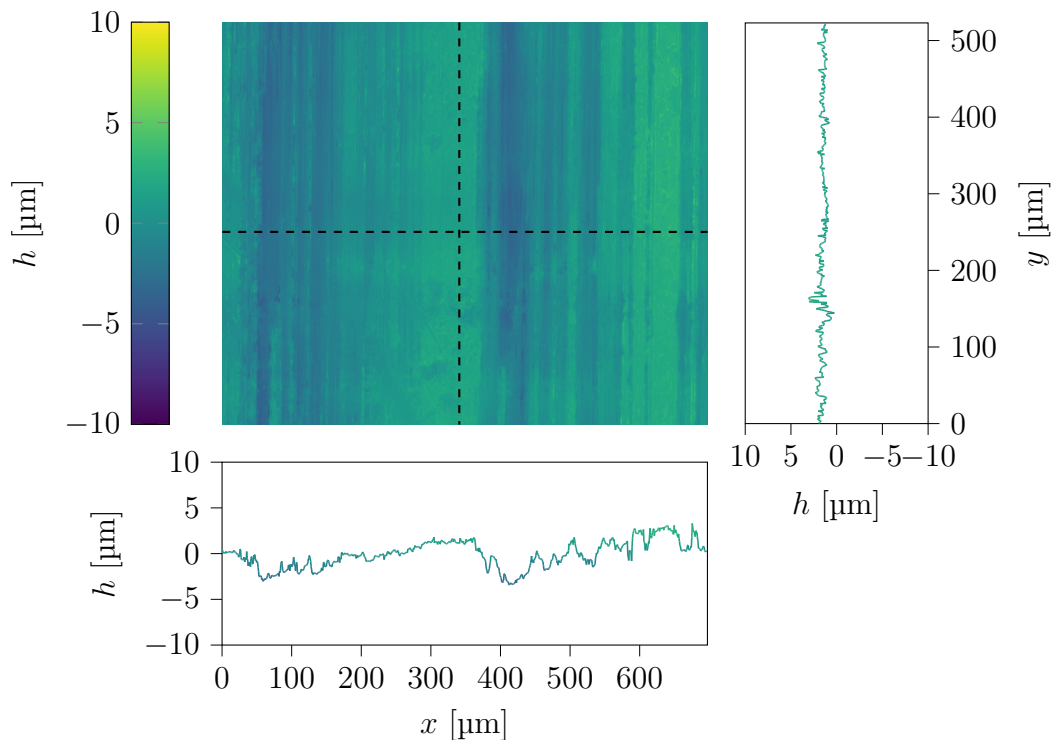


Abbildung 5.6: Darstellung der Oberflächenstruktur des unbehandelten Blechs mit beispielhaften Höhenprofilen in x - und y -Richtung (Objektiv mit $20\times$ -Vergrößerung).

Blech laserstrukturiert: Durch das Abrastern des Blechs bei der Laserstrukturierung entstehen regelmäßige Strukturen, wie in Abbildung 5.7 links zu erkennen (7). Bei genauerer Betrachtung mit höherer Vergrößerung (5.7 rechts) fällt auf, dass durch den Laser nicht nur Linien, sondern auch sehr feine Strukturen durch die verschiedenen großen Tropfen des lokal aufgeschmolzenen Metalls entstehen (8). Diese Struktur ist stark dreidimensional ausgeprägt, sodass die effektive Oberfläche stark vergrößert worden ist. Der Einfluss der Walzrichtung oder Oberflächendefekte sind nicht mehr erkennbar.

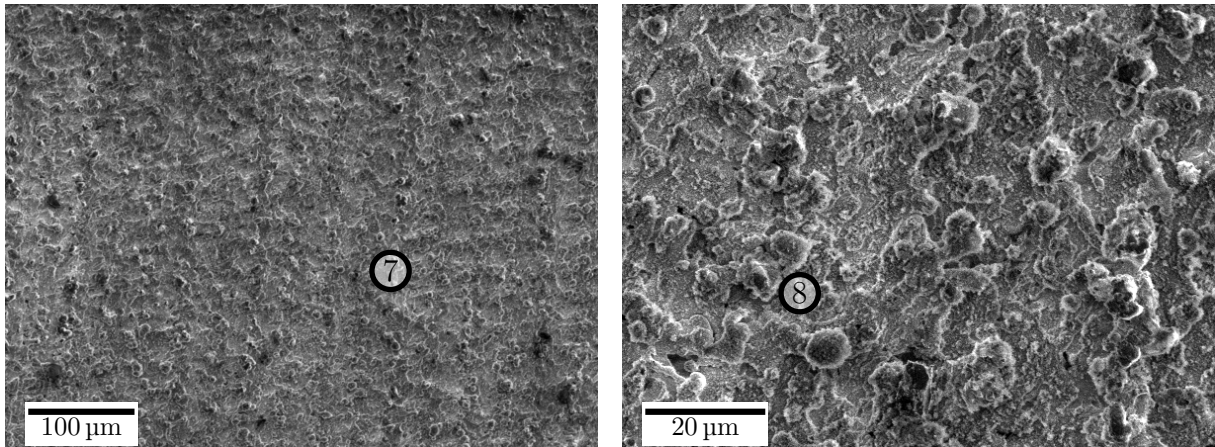


Abbildung 5.7: REM-Aufnahmen des laserstrukturierten Blechs.

Auch in den Höhendaten zeigt sich diese sehr regelmäßige Struktur, welche mit etwa $\pm 5 \mu\text{m}$ deutlich mehr ausgeprägt ist als beim unbehandelten Blech.

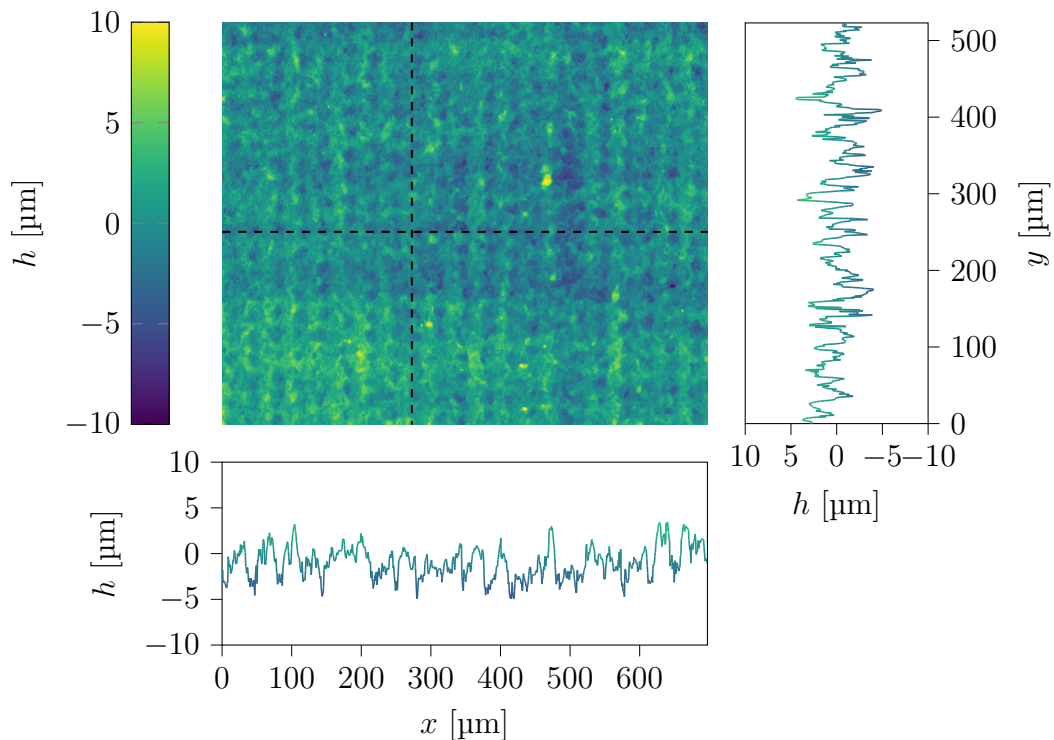


Abbildung 5.8: Darstellung der Oberflächenstruktur des laserstrukturierten Blechs mit beispielhaften Höhenprofilen in x- und y-Richtung (Objektiv mit 20 $\times$ -Vergrößerung).

Ergebnisse der Rauheitswerte

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Auswertung der Rauheitswerte R_a , R_q und R_z für die vier verwendeten Oberflächen sowie für die beiden Hauptrichtungen vorgestellt. Zusätzlich wird zwischen den beiden verwendeten Methoden zur Ermittlung der Höhendaten unterscheiden. Runde Datenpunkte mit dem Index „l“ wurden über die laserbasierte Konfokalmethode bestimmt, quadratische Datenpunkte mit dem Index „o“ mittels der optischen Fokusvariation. Die R -Werte sind gegen die Auflösung aufgetragen, da diese die laterale Größe von minimal auflösbaren Strukturen beschreibt. Zudem ist für die Messung mit einer Vergrößerung durch die Messlänge die laterale Größe von erkennbaren Strukturen nach oben hin begrenzt. Die Verbindung zwischen der lateralen Auflösung, der Messlänge und dem verwendeten Objektiv ist in Tabelle 4.4 aufgeführt.

Tape: Horizontal, also quer zur Faserrichtung des Tapes, zeigen sich bei geringer Auflösung relativ hohe Rauheitswerte für R_z , beispielsweise im Bereich von 0,1 mm (siehe Abbildung 5.9). In der logarithmischen Darstellung nehmen die Werte etwa bis zu einer Auflösung von 10 px/μm ab, stagnieren und fallen erst für die höchste Auflösung in die Größenordnung von etwa 1 μm. In Faserrichtung hingegen ist durchgehend eine lineare Abnahme der Rauheit mit höherer Auflösung zu beobachten. Die Werte starten etwa um den Faktor 2 niedriger und enden bei der höchsten Auflösung etwa um den Faktor 10 niedriger, also in der Größenordnung von 0,1 μm. Dieser Unterschied lässt sich vermutlich durch die Präsenz von Fasern auf der Oberfläche des Tapes zurückführen, wodurch gerade im Bereich von 1 bis 10 μm Unebenheiten quer zur Faserrichtung entstehen. Insgesamt lässt sich beobachten, dass die Ergebnisse der beiden Messmethoden bis auf wenige Ausnahmen sehr nah beieinander liegen. Zudem ist wie zu erwarten der R_z -Wert immer der höchste und konstant knapp um den Faktor 10 höher als die anderen Werte. Bei diesen ist der R_q -Wert stets etwas höher als der R_a -Wert, aber meist nur weniger als um den Faktor 2.

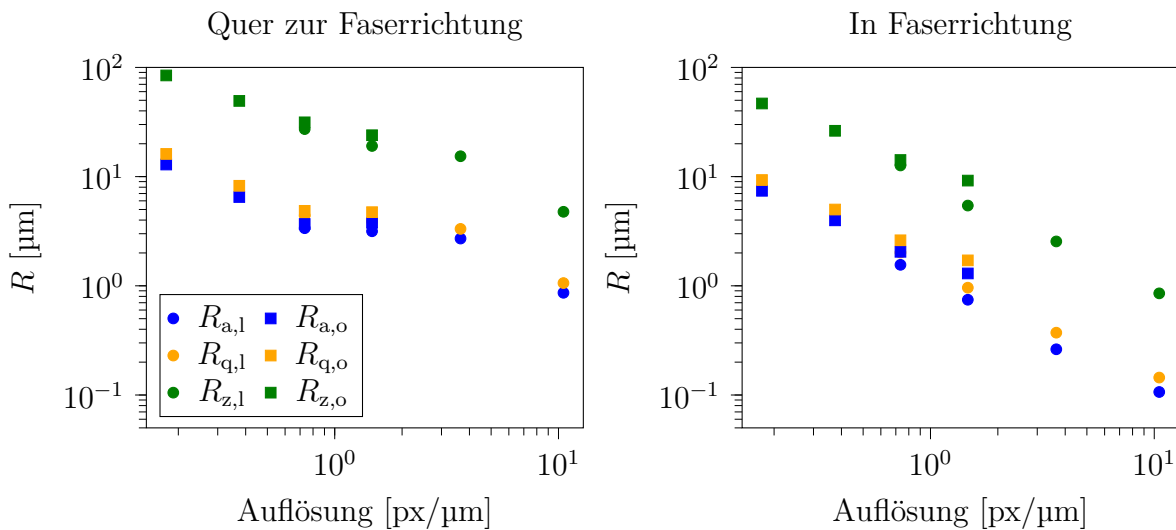


Abbildung 5.9: R -Werte für das Tape in und quer zur Faserrichtung.

Bepulvertes Tape: Obwohl auf der Oberfläche des bepulverten Tapes noch vereinzelt Fasern zu erkennen sind, so sind die Rauheitswerte deutlich vom Haftvermittler dominiert (siehe Abbildung 5.10). Dass bis hin zur zweithöchsten Auflösung fast konstante Werte zu erkennen sind, dürfte auf die relativ grobe Struktur der aufgeschmolzenen Tröpfchen zurückzuführen sein. Erst für hohe Auflösungen gehen auch die Rauheitswerte herunter, weil die Größe der Tröpfchen im Verhältnis zur Messlänge nicht mehr so dominant ist und auf den Tropfen noch kleinere Strukturen erscheinen, die eine entsprechend kleinere Amplitude zeigen. In diesem Bereich wird die Messlänge geringer als die durchschnittliche Größe der Tropfen von wenigen 100 μm . Allerdings scheint für diese Oberfläche keine Richtungsabhängigkeit erkennbar zu sein, was für eine gleichmäßige Verteilung der Bepulverung spricht. Im Vergleich zum blanken Tape in Faserrichtung ist die Rauheit vor allem für sehr feine Auflösungen immer noch um Größenordnungen höher, mit den Strukturen quer zur Faserrichtung jedoch durchaus vergleichbar.

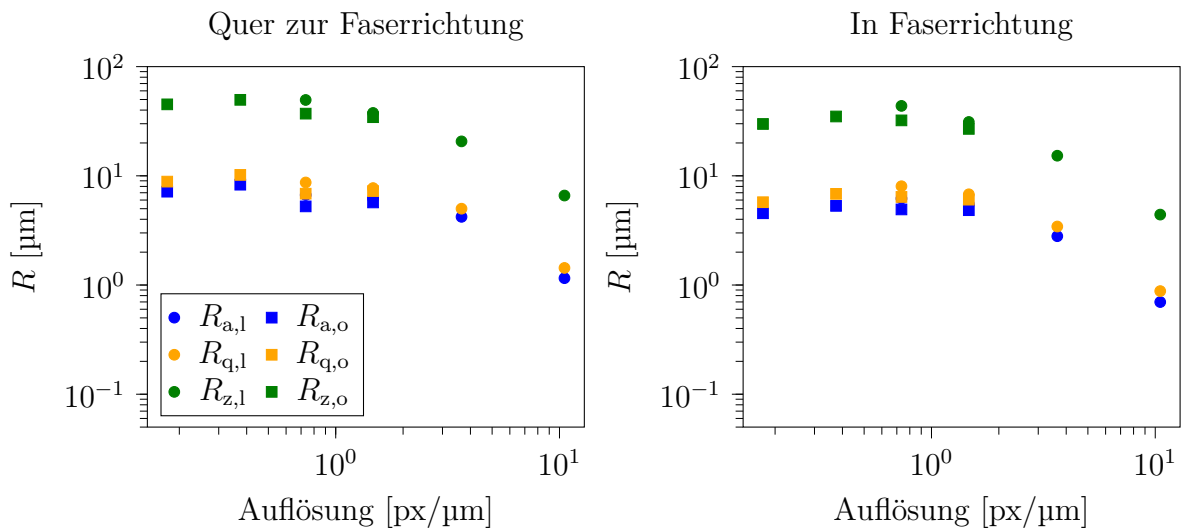
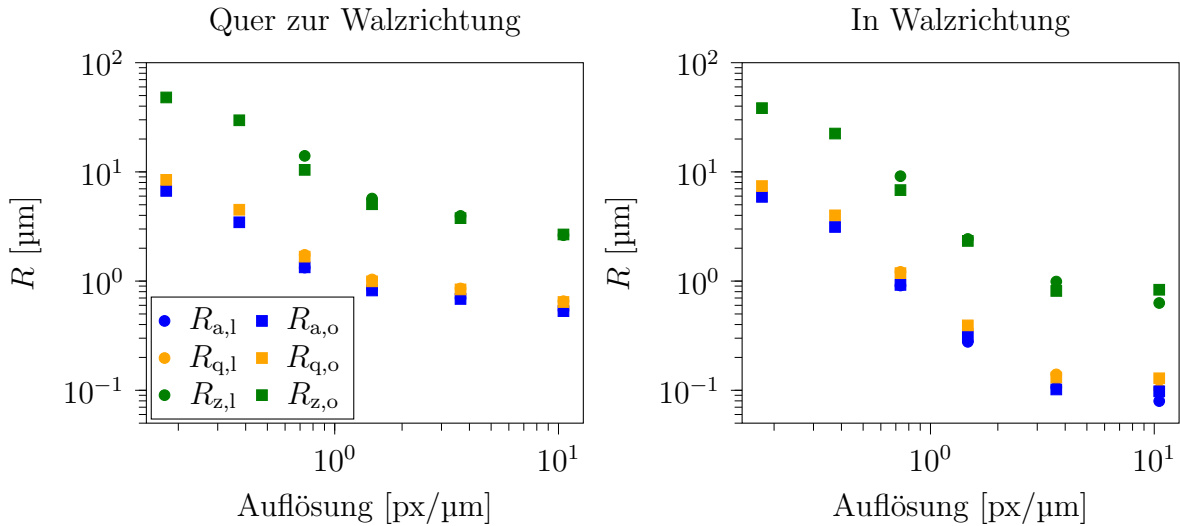
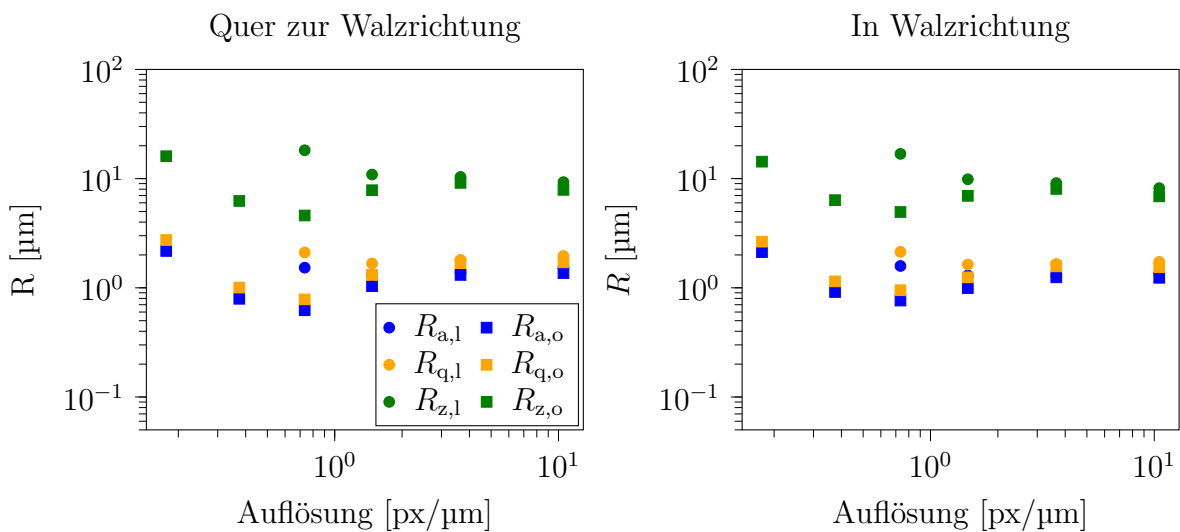


Abbildung 5.10: R -Werte für das bepulvertes Tape in und quer zur Faserrichtung.

Blech unbehandelt: Das unbehandelte Blech zeigt sowohl in als auch quer zur Walzrichtung bei geringen Auflösungen nahezu die gleiche Rauheit, welche mit zunehmender Auflösung abnimmt (siehe Abbildung 5.11). Jedoch ist zu beobachten, dass die Rauheit quer zur Walzrichtung schon bei der dritthöchsten Auflösung bei einem R_a -Wert von knapp unter 1 μm stagniert, während in Walzrichtung die Rauheitswerte bis zur zweithöchsten Auflösung hin fallen und einen um den Faktor 10 kleineren Wert erreichen. Das zeigt, dass das unbehandelte Blech makroskopisch von Defekten wie Kratzern und Unebenheiten richtungsunabhängig dominiert wird, während mikroskopisch die Walzrichtung die Rauheit stark beeinflusst. Die asymptotische Annäherung für eine große Auflösung spricht dafür, dass mit diesem erreichten Wert ein Grenzwert für die lokale Rauheit gefunden und keine fraktale Verfeinerung bei noch höherer Auflösung zu erwarten ist.

Abbildung 5.11: R -Werte für das unbehandelte Blech in und quer zur Walzrichtung.

Blech laserstrukturiert: Für die Oberfläche, die mittels Laserstrukturierung behandelt wurde, zeigen sich nahezu durchgehend konstante Rauheitswerte, sowohl bezüglich der verschiedenen Auflösungen, aber auch bezüglich der Messrichtung (siehe Abbildung 5.12). Das deutet darauf hin, dass durch die Laserbehandlung jegliche Rauheiten von der definierten Strukturierung überlagert wurden. So ist die strukturierte Oberfläche im direkten Vergleich makroskopisch sogar glatter als das unbehandelte Blech, dafür aber mikroskopisch rauer. Die Strukturierung der Oberfläche bewirkt also weniger die Ergänzung einer definierten Rauheit auf die ursprüngliche Struktur, sondern eine komplette Ersetzung mit einer neuen, definierten Struktur. Sowohl die zuvor vorhandenen Defekte, wie Kratzer, als auch Mikrostrukturen des Walzens werden durch das lokale Aufschmelzen entfernt und mit einer gleichmäßig rauen Struktur durch die Rasterlinien und die Tropfenformen ersetzt.

Abbildung 5.12: R -Werte für das laserstrukturierte Blech für die zwei Messrichtungen.

Ergebnisse der spektralen Leistungsdichte (PSD)

Im Folgenden werden die Ergebnisse der PSD-Auswertung der Oberflächenprofile vorgestellt. Wie auch bei den Rauheitswerten ist die Darstellung bzgl. der Faser- bzw. Walzrichtung aufgeteilt. Eine Unterscheidung zwischen den verwendeten Methoden zur Aufnahme der Profile wird hier nicht getroffen, es wird nur eine farbliche Differenzierung zwischen den verwendeten Objektiven vorgenommen. Auch hier ist die Kombination mehrerer Objektive bzw. Vergrößerungen notwendig, da Messlänge und Auflösung wiederum eine Begrenzung der darstellbaren räumlichen Frequenzen darstellen. Außerdem wurden nur die relevanten Bereiche der Spektren abgebildet. Gerade im Bereich der oberen Grenzfrequenz überschätzt die PSD-Auswertung die Amplitude, weil Strukturen, die nicht mehr aufgelöst werden können, kumuliert einen scheinbar höheren Wert ergeben.

Tape: In Abbildung 5.13 ist das PSD für das blanke Tape quer zur und in Faserrichtung dargestellt. Eine höhere Auflösung bedeutet in diesem Fall eine bessere Abdeckung des hochfrequenten Bereichs, also für kleine Strukturen, während mit geringerer Auflösung eine höhere Messlänge einhergeht, wodurch niederfrequenter, also grober Strukturen besser abgedeckt werden. In diesem Fall zeigt das PSD quer zur Faserrichtung in doppellogarithmischer Auftragung einen durchgehend linearen Verlauf und gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen mit verschiedenen Vergrößerungen. Dahingegen zeigt sich in Faserrichtung zwar auch ein durchgehend lineares Verhalten, jedoch verlaufen die einzelnen Linien deutlich glatter, aber auch auf unterschiedlichen Niveaus. Es zeigt sich eine Tendenz, dass die Linien mit höherer Auflösung niedriger liegen, was darauf schließen lässt, dass vorhandene Strukturen oft zu fein sind, um mit den kleineren Auflösungen dargestellt zu werden, weshalb die Strukturen größer erscheinen und somit eine höhere Amplitude im PSD ergeben.

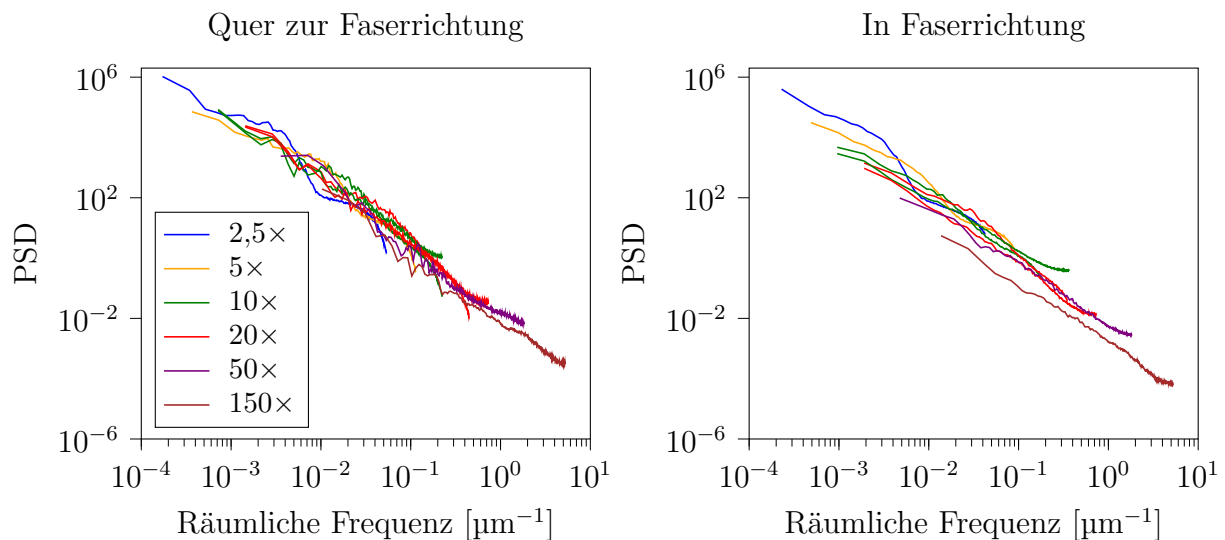


Abbildung 5.13: Spektrale Leistungsdichte für das blanke Tape in und quer zur Faserrichtung mit Daten der Objektive von $2,5\times$ bis $150\times$.

Bepulvertes Tape: Auch für das bepulverte Tape ergeben sich lineare Tendenzen in den PSD (siehe Abbildung 5.14), allerdings existiert eine untere Grenzfrequenz, ab der die Kurve abflacht oder sogar horizontal wird. Ein solches Phänomen deutet auf eine Obergrenze der Strukturen auf der Oberfläche hin, welche in diesem Fall durch die Größe der Tröpfchen gegeben sein könnte. Diese Grenze liegt in beiden Richtungen etwa zwischen $0,002\,\mu\text{m}^{-1}$ und $0,004\,\mu\text{m}^{-1}$. Das entspricht etwa Strukturdimensionen von $250\,\mu\text{m}$ und $500\,\mu\text{m}$. Wie zuvor in den Abbildungen 5.3 und 5.4 gezeigt, liegt die übliche Größe der Tropfen im Bereich von maximal wenigen $100\,\mu\text{m}$. Vereinzelt größere Tropfen oder Strukturen können eine Abweichung einzelner PSD nach oben hin erklären. Für höhere Frequenzen zeigt sich wieder eine tendenziell niedrigere Amplitude für höhere Vergrößerungen und somit eine Aufspaltung der Linien. Im Vergleich zwischen den Richtungen zeigt sich kein merklicher Unterschied, abgesehen davon, dass quer zur Faserrichtung für grobe Strukturen der PSD etwas höher liegt, was auf die Überlagerung der Tape- und Haftvermittlerstruktur zurückzuführen sein kann.

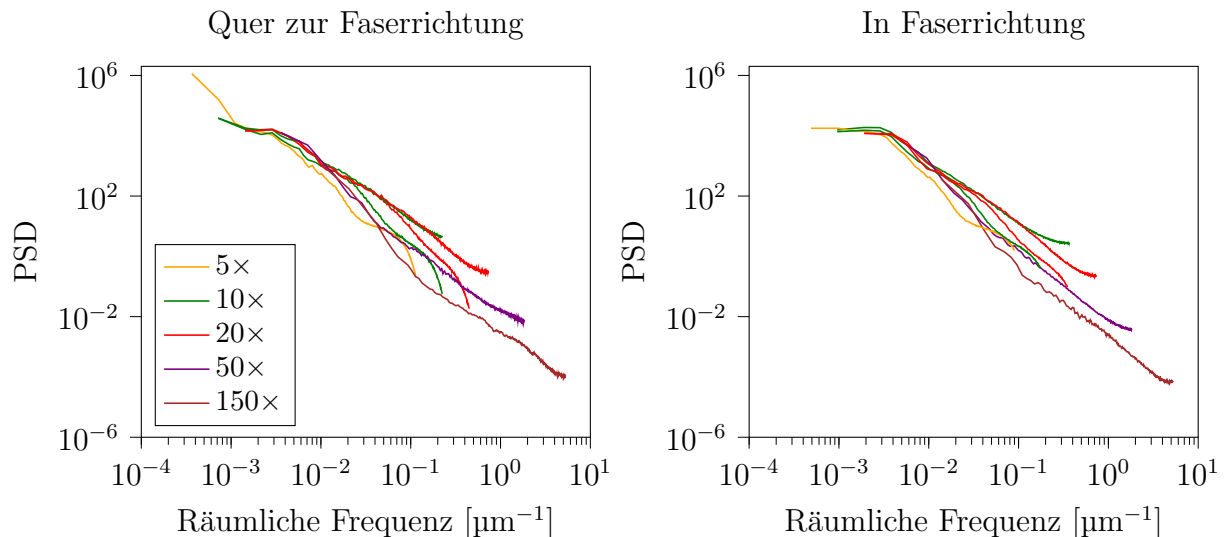


Abbildung 5.14: Spektrale Leistungsdichte für das bepulverte Tape in und quer zur Faserrichtung mit Daten der Objektive von $5\times$ bis $150\times$.

Blech unbehandelt: Die Ergebnisse des unbehandelten Blechs sind prinzipiell gut mit denen des Tapes vergleichbar. Auch hier (siehe Abbildung 5.15) zeigt sich eine durchgehend lineare Tendenz in beiden Richtungen. In Walzrichtung zeigen sich glattere Verläufe, die jedoch weiter auseinander liegen. Allerdings ist auch hier eine untere Grenzfrequenz für den linearen Verlauf quer zur Walzrichtung zu erkennen. Dieser Übergang bei einer Frequenz von etwa $0,02\,\mu\text{m}^{-1}$, also einer Strukturdimension von $50\,\mu\text{m}$, kann auf den Übergang zwischen den Strukturen des Walzens zu Oberflächendefekten zurückführen sein, was auch erklären kann, wieso dieser Effekt nicht in Walzrichtung auftritt. Auffällig ist auch, dass das Rauschverhältnis quer zur Walzrichtung deutlich höher ist als in Walzrichtung. Auch das spricht für eine gleichmäßig ausgeprägte Struktur in Walzrichtung.

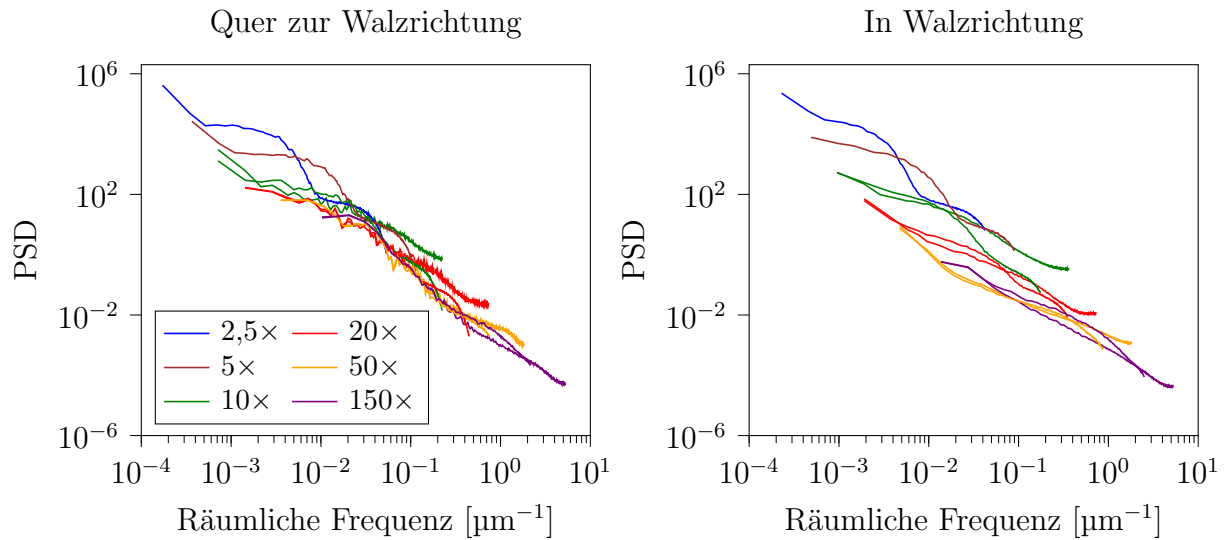


Abbildung 5.15: Spektrale Leistungsdichte für das unbehandelte Blech in und quer zur Walzrichtung mit Daten der Objektive von 2,5 $\times$ bis 150 $\times$.

Blech laserstrukturiert: Wie schon bei den zuvor vorgestellten Ergebnissen zeigt das laserstrukturierte Blech bei der Betrachtung der PSD in Abbildung 5.16 Besonderheiten. Beide Richtungen sind sehr gut vergleichbar und besitzen für höhere Frequenzen einen linearen Bereich, der bei einer Grenzfrequenz in einen annähernd horizontalen Verlauf übergeht. An der Position dieses Übergangs bei etwa 0,03 μm^{-1} ist zudem ein kleiner Peak zu erkennen. Dieser ist auf den Abstand der Linien von 30 μm zurückzuführen, mit dem der Laser über das Blech rastert. Der Peak tritt in beiden Richtungen auf, aufgrund der geringen Messlänge jedoch nicht für die Messungen mit der höchsten Auflösung (siehe Tabelle 4.4). Durch die Laserbehandlung werden somit größere Strukturen eliminiert und es wird eine mikroskopisch gleichmäßig raue Oberfläche geschaffen.

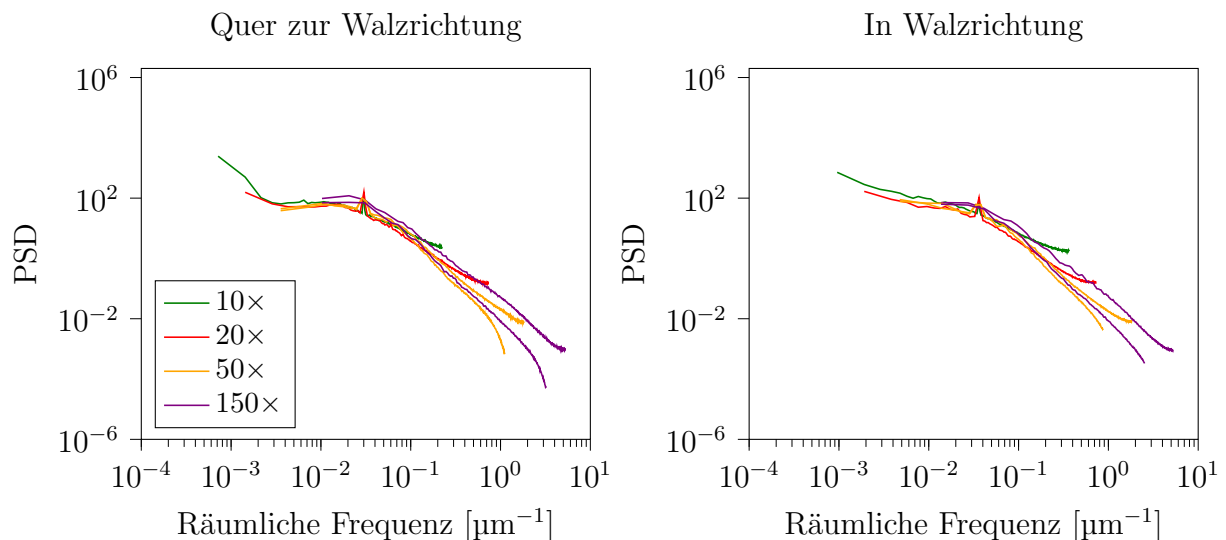


Abbildung 5.16: Spektrale Leistungsdichte für das laserstrukturierte Blech in und quer zur Walzrichtung mit Daten der Objektive von 10 $\times$ bis 150 $\times$.

5.1.2 Ergebnisse der thermischen Verifizierung des Aufbaus

Auf eine **gleichmäßige Temperatur der Pressfläche** wurde schon bei der Konzipierung des Werkzeugs geachtet, indem insgesamt drei Wärmequellen in Form von Heizpatronen gleichmäßig über die Breite verteilt wurden und die Länge der Heizpatronen fast die gesamte Länge abdeckt. Durch diese Verteilung und den Abstand zur Oberfläche kann eine gleichmäßige Temperaturverteilung erwartet werden. Ähnliches gilt für das Abkühlen: In den verbleibenden Bereichen zwischen den Heizpatronen wurden die Kühlkanäle etwas nach unten versetzt positioniert, um dem gesamten Werkzeug möglichst gleichmäßig Wärme zu entziehen und es nicht nur punktuell zu kühlen. Das ist von besonderer Relevanz, da sich die Proben durch ungewünschte thermische Spannungen verformen könnten. Um dieses Kriterium zu überprüfen, wurde eine Wärmebildkamera zu Hilfe genommen. Damit die Temperatur der glatten Metalloberfläche für die Wärmebildkamera sichtbar ist, wird die betrachtete Oberfläche zuvor mit Grafitsspray benetzt, um die Emission der temperaturcharakteristischen Infrarotstrahlung zu verbessern (Emissionsgrad) und eine Reflexion dieser Strahlung von umgebenden Gegenständen zu verhindern. Abbildung 5.17 zeigt das Wärmebild der Werkzeugoberfläche im aufgeheizten Zustand, mit einer Markierung für die Fläche, auf welcher eine Probe platziert wird. Der Temperaturverlauf in diesem Bereich wurde während eines Aufheiz- und Abkühlzyklus betrachtet und ausgewertet. Es zeigt sich, dass die Differenz zwischen minimaler und maximaler Temperatur im ausgewerteten Bereich während des Aufheizens und des Abkühlens zeitweise relativ hoch sein können. Der maximale Unterschied beim Aufheizen beträgt knapp 40°C , jedoch wird bereits etwa 4 min nach Beginn ein stabiler Zustand erreicht, in dem der maximale Unterschied nur noch 20°C beträgt. Beim Abkühlen ist die Differenz kurzzeitig bei fast 50°C , nimmt aber im weiteren Verlauf des Abkühlvorgangs auch wieder ab.

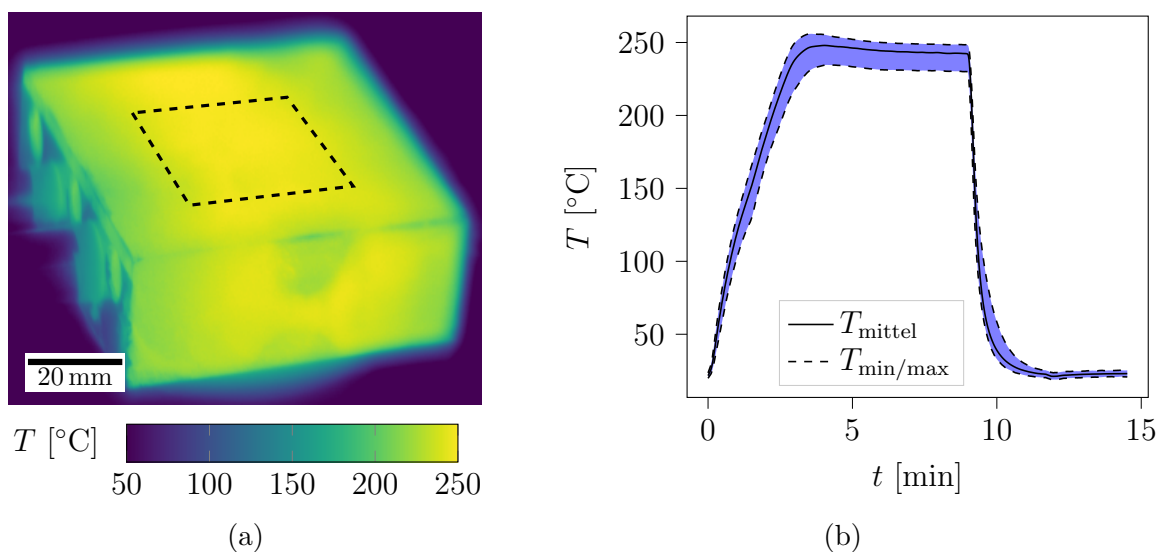


Abbildung 5.17: Wärmebild der Werkzeugoberfläche im aufgeheizten Zustand mit Auswertfläche (a), welche der Position und Größe einer Probe entspricht, und die Auswertung des Temperaturverlaufs während des Aufheizens und Abkühlens (b).

Diese Unterschiede kommen zum einen durch den lokalen Einfluss von Heizpatronen und Kühlkanälen zustande, sind aber auch auf allgemein stärkere Wärmeverluste in Richtung der Ränder sowie lokale Defekte in der Grafitbeschichtung zurückzuführen. Während letztere Effekte immer auftreten, ist der lokale Einfluss von Heizpatronen und Kühlkanälen nur während der thermisch-dynamischen Abschnitte von Bedeutung. In Abbildung 5.18a ist während des Aufheizens noch der Einfluss der drei einzelnen Heizpatronen zu erkennen, während im stabilen Zustand in Abbildung 5.18b der mittlere Bereich eine gleichmäßige Temperaturverteilung aufweist. Lediglich in Richtung der Seitenflächen rechts und links ist der Temperaturgradient durch die Orientierung der Heizpatronen und den verstärkten Wärmeverlust durch die Anschlüsse stärker ausgeprägt. Wie in Abbildung 5.18c zu sehen, ist auch der Effekt der Kühlkanäle durch den schnellen Entzug von Wärme aus dem Werkzeug zunächst sehr lokal erkennbar. Der hier entstehende Temperaturgradient in der Mitte führt jedoch nicht zu Problemen beim Abkühlen der Proben.

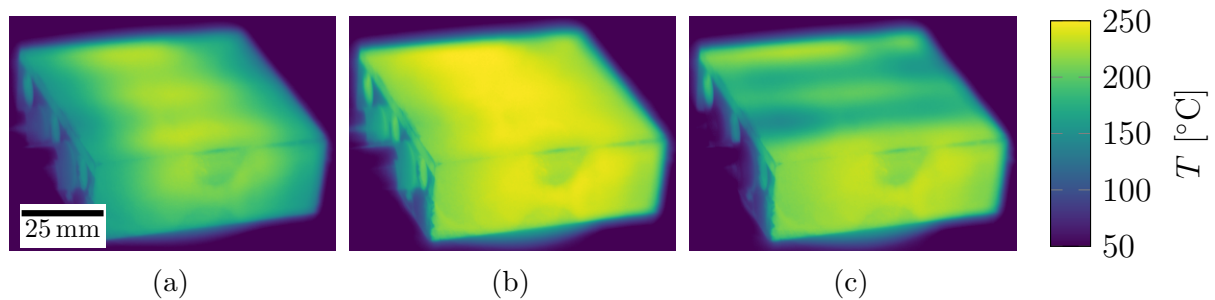


Abbildung 5.18: Wärmebilder der Werkzeugoberfläche während des Aufheizens (a), im aufgeheizten Zustand (b) und während des Abkühlens (c).

Die Betrachtungen der **Heiz- und Kühlrate** sowie der **möglichst geringen Wärmeabgabe an die Prüfmaschine** stehen in direkter Verbindung. Da eine bessere thermische Isolierung des thermisch geregelten Werkzeugteils vom Rest des Aufbaus bei konstanter Heiz- bzw. Kühlleistung direkt zu einer höheren Heiz- und Kühlrate führt, muss mit gleicher Leistung weniger Material aufgeheizt bzw. abgekühlt werden. Neben der thermischen Isolierung des Werkzeugs ist der entscheidende Faktor für Heiz- und Kühlrate die Leistung, mit der Wärme in oder aus dem Werkzeug transportiert werden kann. Beim Heizen ist dies durch die maximale Leistung der Heizpatronen und die PID-Regelung, beim Abkühlen von der Menge an Wärme, die das Wasser beim Durchfließen des Werkzeugs aufnehmen kann, abhängig. Wie schon zuvor beschrieben, ist die maximale Leistung aller Heizpatronen insgesamt 1200 W, also 200 W je Heizpatrone und somit 600 W pro Werkzeugteil. Auf Grundlage der maximalen Heizleistung und unter Vernachlässigung von Verlusten kann eine Abschätzung für die maximal mögliche Heizrate getroffen werden. Für den verwendeten Stahl wird näherungsweise eine spezifische Wärmekapazität von $c_p = 500 \text{ J K/kg}$, eine Dichte von $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$ und laut CAD-Modell ein Volumen von $V = 101,64 \text{ cm}^3$ angenommen.

Für die Heizrate $\frac{\Delta T}{t}$ ergibt sich schließlich ausgehend von der Definition der Leistung P mit Energie E und Zeit t :

$$P = \frac{E}{t} = \frac{c_p \cdot m \cdot \Delta T}{t} = \frac{c_p \cdot \rho \cdot V \cdot \Delta T}{t} \Rightarrow \frac{\Delta T}{t} = \frac{P}{c_p \cdot \rho \cdot V} \quad (5.1)$$

$$\Rightarrow \frac{\Delta T}{t} = \frac{600 \text{ W}}{500 \text{ J K/kg} \cdot 7,85 \text{ g/cm}^3 \cdot 101,64 \text{ cm}^3} = 1,50 \text{ K/s} = 90 \text{ K/min} \quad (5.2)$$

Nicht berücksichtigt sind bei dieser Abschätzung Verluste in Form von Wärmeleitung oder -strahlung sowie die nicht konstante Heizleistung der PID-Regelung. Wie stark die Verluste durch Wärmeleitung ins Gewicht fallen, wird durch die Wärmedämmung zwischen Press- und Adapterteil beeinflusst. Abbildung 5.19 links zeigt die Temperatur im Pressteil des Werkzeugs während des Aufheizvorgangs für das Szenario ohne Dämmplatte und mit einer bzw. zwei Schichten Dämmmaterial. Das Werkzeug ohne Dämmung erreicht die hier definierte Zieltemperatur von 250 °C etwas langsamer als die Ausführung mit einer oder zwei Dämmschichten. Die Auswertung der Zeit, die das jeweilige Werkzeug zum Aufheizen von 30 °C bis 250 °C benötigt, ergibt mit einer bzw. zwei Dämmschichten eine identische Zeit von 2,62 min und ohne Dämmschicht 2,91 min. Die mittleren Heizraten für diese Temperaturdifferenz sind somit 84,0 K/min mit und 75,6 K/min ohne Dämmung. Diese Werte sind nur wenig niedriger als der theoretische Maximalwert von 90 K/min, jedoch ist die Heizrate mit Dämmung nicht wesentlich höher als ohne. Der größere Effekt der Dämmschichten zeigt sich bei Betrachtung der Temperatur des Adapterteils (siehe Abbildung 5.19 rechts). Dort zeigt sich bei allen Varianten während des Heizens in den ersten 5 min ein Anstieg der Temperatur. Auch in den weiter betrachteten 25 min steigt die Temperatur langsam an, jedoch auf sehr unterschiedlichen Niveaus. Während die Temperatur des Adapterteils ohne Dämmung innerhalb von weniger als 10 min eine Temperatur von 150 °C erreicht, steigt die Temperatur mit einer Dämmung im Laufe der 25 min auf etwas über 80 °C, mit zwei Schichten Dämmmaterial auf etwas über 60 °C.

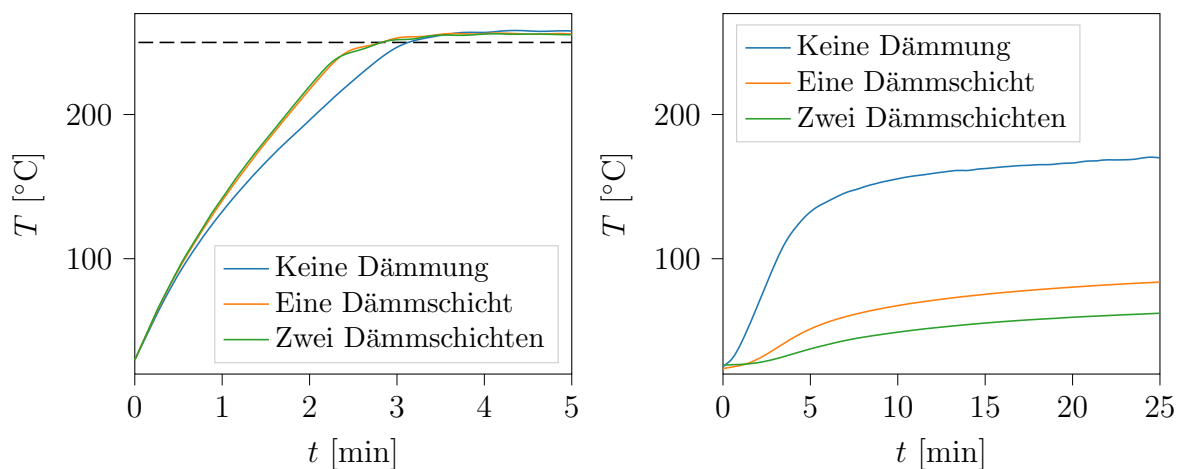


Abbildung 5.19: Vergleich der Temperatur im Pressteil (links) und am Adapterteil (rechts) während des Aufheizvorgangs ohne Dämmung und mit einer bzw. zwei Dämmschichten.

Die Temperaturen, die ohne Dämmung außerhalb des Pressteils erreicht werden, können für Teile der Prüfmaschine schädlich sein und sollten deshalb vermieden werden. Mit einer oder aber noch besser zwei Dämmschichten können die Temperaturen auf einem akzeptablen Niveau gehalten werden, zumal im realen Einsatz keine solch langen Zeiten und hohen Temperaturen am Werkzeug eingestellt werden. In der Realität wird das Werkzeug auf die Zieltemperatur aufgeheizt und dann für Zeiten zwischen wenigen Sekunden und wenigen Minuten auf dieser Temperatur gehalten und anschließend wieder gekühlt. Mit der Verwendung von zwei Dämmschichten ist somit keine problematische Erwärmung von Teilen der Prüfmaschine zu erwarten.

Bei der Einstellung der PID-Regelung ist nicht nur eine möglichst hohe Heizrate wichtig, sondern auch, dass die Zieltemperatur ohne Überschwingen erreicht und dann stabil gehalten wird. Deshalb wurde der interne Trainingsmodus des Reglers verwendet, um die optimalen Parameter zu ermitteln. Dabei fährt der Regler mit den voreingestellten Parametern die Zieltemperatur an und wiederholt dann mehrere Iterationen von Heizen und passivem Abkühlen des Werkzeugs, um dessen thermisches Verhalten zu charakterisieren. Auf Basis dieser Messung werden vom Regler selbst die optimalen Parameter ermittelt und eingestellt. Diese wurden nachträglich aufgrund von leichten Oszillationen nach Erreichen der Zieltemperatur nur noch durch Anpassung des I-Wertes optimiert. Abbildung 5.20 zeigt den Aufheizvorgang vor und nach der Optimierung der PID-Parameter. Auf den gesamten Verlauf betrachtet (links) ist der Unterschied nicht sofort erkennbar, doch bei genauerer Betrachtung des Bereichs der Zieltemperatur (rechts) fällt auf, dass die Temperatur nach der Optimierung ohne Überschwingen erreicht und dann stabil gehalten wird. Waren zuvor noch Schwankungen von über 3°C vorhanden, wird die Temperatur nun auf weniger als 1°C genau gehalten. Auch ist vor der Optimierung ein leichtes Überschwingen mit einem anschließenden leichten Abfall der Temperatur zu erkennen. Nach der Optimierung nähert sich diese rasch dem Zielwert und hält diesen sehr konstant.

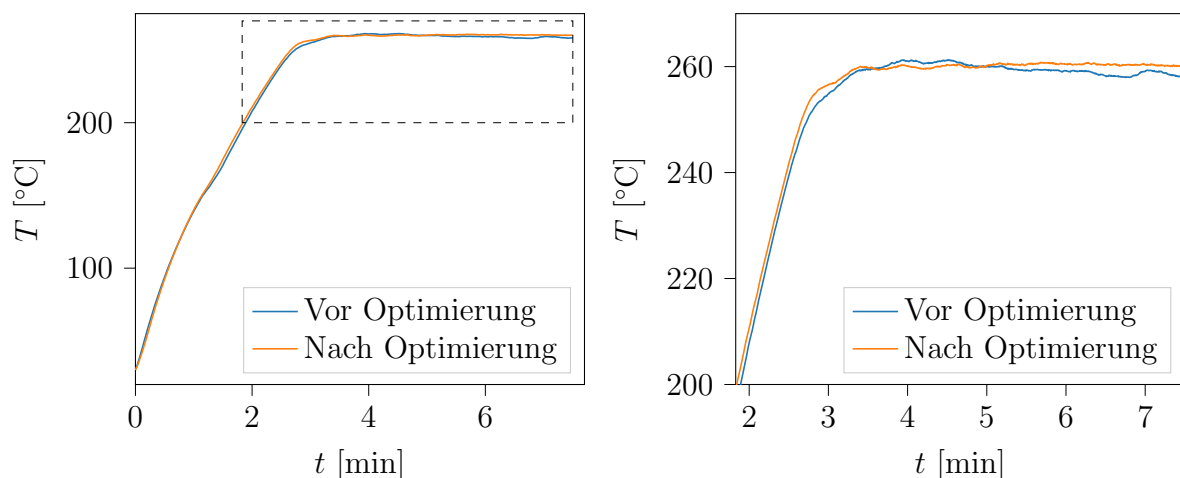


Abbildung 5.20: Temperaturverlauf am Pressteil des Werkzeugs während des Aufheizvorgangs vor und nach der Optimierung der PID-Parameter (links) und Bereich der Zieltemperatur im Detail (rechts).

Auf die Kühlung kann abgesehen von der schon erwähnten thermischen Isolierung nur wenig Einfluss genommen werden, da die verwendete Tauchpumpe bei konstantem Förderdruck eine feste Fördermenge durch das Werkzeug fließen lässt. Eine Beobachtung des Kühlvorgangs mittels Thermoelementen und einer Wärmebildkamera zeigte, dass die Oberflächentemperatur des Werkzeugs ausgehend von 240°C bereits $13,5\text{ s}$ nach Einsetzen der Kühlung auf 150°C , nach 45 s auf 50°C und schließlich nach etwa $1,5\text{ min}$ auf die Zieltemperatur von 30°C sinkt. Somit liegt gerade zu Beginn mit über 5 K/s eine sehr hohe Kühlrate vor, welche bei Annäherung an die Kühlmitteltemperatur deutlich abnimmt. Damit beeinflusst die Temperatur des Wasserreservoirs weniger die initiale Kühlrate und mehr die Dauer bis zum Erreichen der Zieltemperatur.

5.1.3 Bestimmung der Zieltemperatur für die Auswertung der Konsolidierungszeit

Wie in Kapitel 4.2.1 beschrieben, muss für die Bestimmung der Konsolidierungszeit eine Zieltemperatur definiert werden. Die Konsolidierungszeit wird als die Zeit ausgewertet, in der die Temperatur der Probe über dieser Temperatur liegt. Prinzipiell beginnt die Konsolidierung der Grenzfläche mit der Überschreitung der Schmelztemperatur des Haftvermittlers. Deshalb wird in einem ersten Schritt der Auswertung auf diese Größe zurückgegriffen. Die Bestimmung der Schmelztemperatur des Haftvermittlers wurde mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) durchgeführt. Die Messung wurde mit einer Heizrate von 20 K/min durchgeführt, also deutlich langsamer als dies im realen Experiment abläuft. Das Ergebnis der Messung von zwei Proben ist in Abbildung 5.21 dargestellt. Abgesehen von einem geringen Unterschied in der Höhe des Signals verlaufen die Messungen der beiden Proben fast identisch. Von Interesse ist hier vor allem der Schmelzpeak, der etwa ab 105°C auftritt. Für die hier verwendete Heizrate benötigt der Schmelzvorgang etwa $1,25\text{ min}$, in denen die Temperatur etwa bis 130°C steigt.

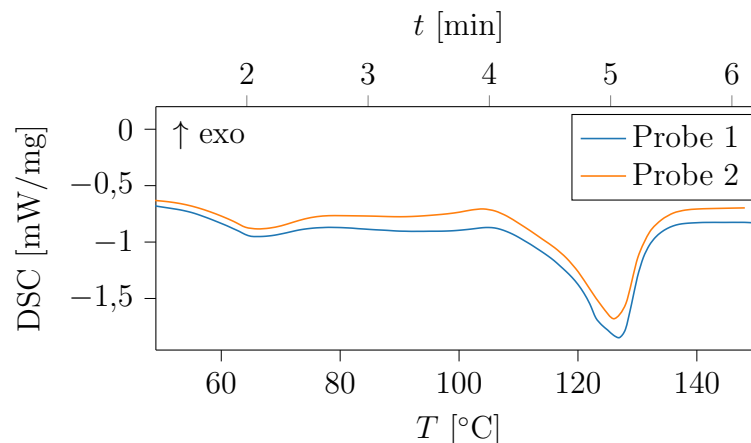


Abbildung 5.21: Ergebnis der DSC-Messung am Haftvermittler gegen Temperatur und Zeit an zwei Proben.

Eine Auswertung des Peaks ergibt einen Beginn des Schmelzvorgangs bei $T_S = 108,0^\circ\text{C}$. Die Dauer ist jedoch stark von der verwendeten Heizrate abhängig, sodass im realen Experiment das Aufschmelzen schneller, aber über einen größeren Temperaturbereich zu erwarten ist. Für die Auswertung der Konsolidierungszeit wird den folgenden Ergebnissen immer diese Temperatur zur Auswertung zugrunde gelegt.

5.1.4 Einfluss von Prozessparametern auf den D_{ic}

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Untersuchung der Kontaktentwicklung präsentiert. Um den Einfluss der Variation verschiedener Parameter vergleichbar zu machen, wird eine Messreihe als Referenz definiert und für alle anderen Messreihen jeweils nur ein Parameter verändert. In Tabelle 4.1 wurden die Parameter der jeweiligen Messreihen bereits aufgelistet. Die relevanten Prozessparameter sind der Pressdruck p , die eingestellte Werkzeugtemperatur T_W und die Oberfläche des Aluminiumblechs.

Referenzmessreihe

Für die Referenzmessreihe liegen insgesamt 29 Messpunkte vor, für die jeweils die Konsolidierungszeit und der Konsolidierungsgrad bestimmt wurden. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.22 dargestellt.

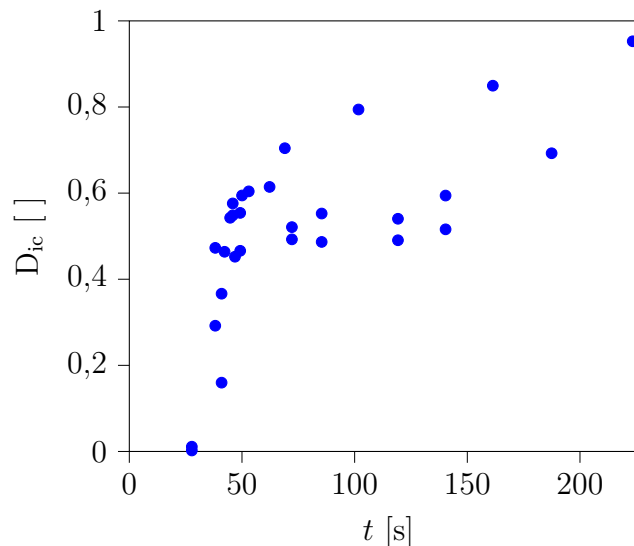


Abbildung 5.22: Ergebnisse der Referenzmessreihe: der D_{ic} in Abhängigkeit der Konsolidierungszeit t .

Es zeigt sich, dass erste Proben mit Kontakt ab etwa 28s auftreten und der D_{ic} mit der Zeit zunächst schnell ansteigt. Ab einem Wert von etwa $D_{ic} = 0,6$ steigt der Wert etwas langsamer und erreicht erst nach über 200s einen Wert von über 0,9. Allerdings sind immer wieder Werte erkennbar, die nicht in den Trend passen und deutlich niedriger liegen.

Einfluss des Pressdrucks

Um den Einfluss des Pressdrucks zu untersuchen, wurden zusätzlich zur Referenzmessreihe Messungen mit halbem und fünffachem Pressdruck durchgeführt. Abbildung 5.23 zeigt die Ergebnisse für die Untersuchungen mit variierendem Pressdruck.

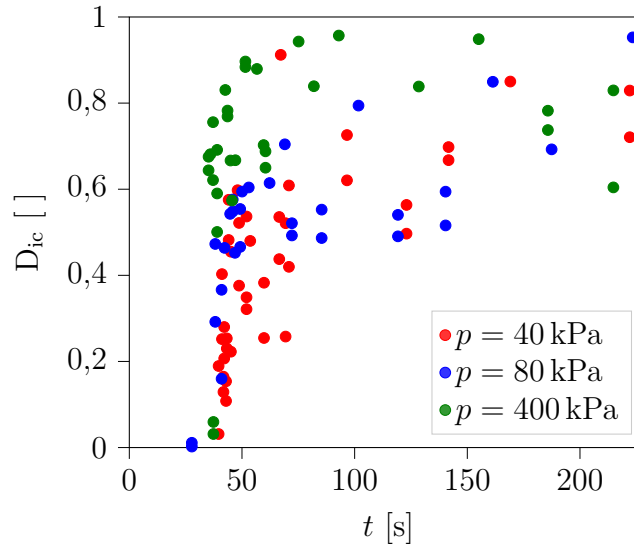


Abbildung 5.23: Ergebnisse der Messreihe mit variierendem Pressdruck: der D_{ic} in Abhängigkeit der Konsolidierungszeit t .

Dabei ist gerade in Zeiten bis hin zu etwa 150 s ein Trend zu erkennen, nach dem ein höherer Pressdruck auch einem höheren D_{ic} entspricht. Mit dem höchsten Pressdruck von $p = 400$ kPa werden bereits nach etwa 50 s Werte von knapp 0,9 erreicht. Jedoch fallen die Werte für Zeiten über 150 s wieder leicht ab. Beim niedrigen Pressdruck von 40 kPa sind D_{ic} -Werte zu Beginn am niedrigsten, ab einer Zeit von etwa 90 s allerdings mit denen der Referenz vergleichbar. Allgemein ist jedoch die Streuung der Werte mit niedrigem Pressdruck am höchsten.

Einfluss der Werkzeugtemperatur

Wie in der Methodenbeschreibung erwähnt, ist die angegebene Werkzeugtemperatur auf den Punkt im Werkzeug bezogen, auf den die Temperatur geregelt wird. Die Werkzeugtemperatur der Referenzmessreihe von 210°C resultiert in einer Proben­temperatur von etwa 250°C im stabilen Zustand. Durch Senken der Werkzeugtemperatur auf 195°C wird in der Probe noch eine Temperatur von 225°C erreicht. Dies beeinflusst zunächst die Heizrate in der Probe, aber durch eine geringere Viskosität auch die Geschwindigkeit der Kontaktentwicklung. Die Ergebnisse in Abbildung 5.24 zeigen, dass das Einsetzen der Kontaktentwicklung bei herabgesenkter Temperatur um etwa 15 s verzögert ist. Somit erscheinen die D_{ic} -Werte zunächst niedriger. Ab einer Zeit von etwa 90 s ist der Verlauf jedoch wieder gut mit der Referenz vergleichbar.

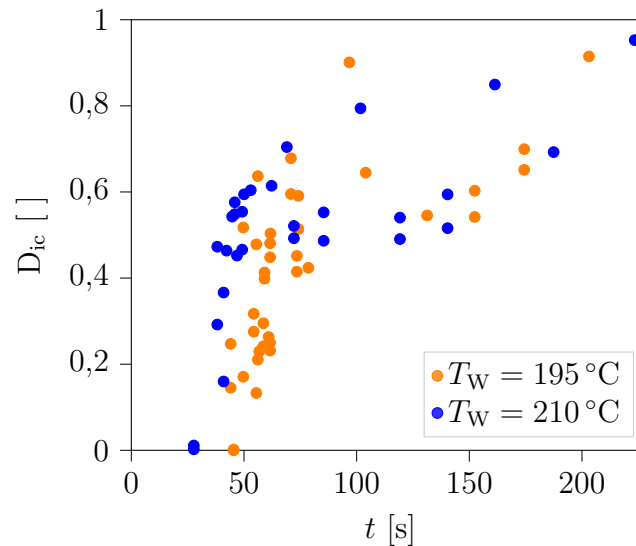


Abbildung 5.24: Ergebnisse der Messreihe mit variierender Werkzeugtemperatur: der D_{ic} in Abhängigkeit der Konsolidierungszeit t .

Einfluss der Oberflächenstruktur des Metallpartners

Da die Oberflächenstruktur des Metallblechs durch Veränderung der Oberflächenenergie, aber auch des Fließverhaltens des Polymers die Dynamik der Kontaktentwicklung beeinflussen kann, wurden Messungen mit laserstrukturiertem Blech durchgeführt. Die Ergebnisse im Vergleich zur Referenz sind in Abbildung 5.25 dargestellt.

Der Einsatz der Kontaktentwicklung für die strukturierten Proben ist nahezu identisch mit dem der Referenz, allerdings läuft diese danach deutlich schneller ab. Bereits wenige Sekunden nach dem Einsetzen der Kontaktentwicklung werden Werte von nahezu 1 erreicht. Es zeigt sich eine leichte Streuung im Bereich zwischen 0,9 und 1, allerdings kann der Maximalwert mit Strukturierung von 0,997 in keiner anderen Messreihe erreicht werden. Aufgrund der so früh erreichten hohen Werte wurden in dieser Messreihe keine Messungen mit längerer Konsolidierungszeit durchgeführt. Im Vergleich zur Referenz ist auch die Streuung deutlich geringer. Beim unstrukturierten Blech scheint sich der Verlauf ab etwa einer Minute in zwei Zweige aufzuteilen. Der obere Zweig führt den Verlauf der initialen Entwicklung fort und steigt langsam in Richtung $D_{ic} = 1$, während der untere Zweig zunächst auf Werten von etwa 0,5 stagniert und erst nach etwa zwei Minuten wieder leicht steigt. Da dieser Effekt beim strukturierten Blech nicht auftritt und hier alle Werte nach kurzer Zeit über 0,9 liegen, lässt sich vermuten, dass der untere Zweig beim unstrukturierten Blech auf partielle Dekonsolidierung bzw. Delamination zurückzuführen ist. Beim Vergleich mit den anderen Messreihen zeigt sich außerdem durchgehend eine deutlich größere Streuung bei der Verwendung des blanken Blechs. Das zeigt, dass die erlangten Werte des D_{ic} durch eine schlechte mechanische Anbindung zwischen den Fügepartnern verfälscht werden und somit wiederum eine signifikante Streuung verursachen können.

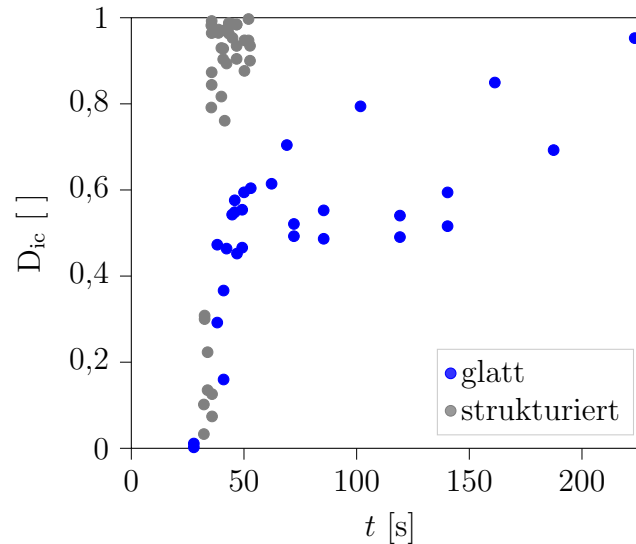


Abbildung 5.25: Ergebnisse der Messreihe mit variiertter Oberflächenstruktur des Metallblechs: der D_{ic} in Abhängigkeit der Konsolidierungszeit t .

5.1.5 Adaptierte Auswertung des D_{ic}

Bei den zuvor vorgestellten Ergebnissen zeigt sich, dass auch unter optimalen Bedingungen Konsolidierung frühestens 28 s nach Überschreiten der Schmelztemperatur des Haftvermittlers auftritt. Das deutet darauf hin, dass diese Zeit notwendig ist, den Haftvermittler aufzuschmelzen. Aus diesem Grund soll noch eine alternative Art der Auswertung vorgestellt werden. Da der Schmelzprozess nicht instantan abläuft, sondern beim Erreichen der Schmelztemperatur erst startet, wird immer eine gewisse Zeit zwischen dem Überschreiten dieser Temperatur und dem Beginn der Kontaktentwicklung liegen. Aus diesem Grund wird für diese adaptierte Auswertung als Zieltemperatur zur Bestimmung der Konsolidierungszeit die niedrigste Temperatur betrachtet, bei der tatsächlich Konsolidierung aufgetreten ist. In diesem Fall ist das eine Probe mit strukturierter Oberfläche, die in ihrem Temperaturverlauf ein Maximum von 191 °C erreichte. Die Vorder- bzw. Rückseite der Probe wies dabei einen D_{ic} -Wert von 0,12 bzw. 0,07 auf. Auf Basis dieser Temperatur wird dieselbe Auswertung wie im Kapitel zuvor durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.26 dargestellt.

Wie zu erwarten, ist der größte Unterschied, dass die Kontaktentwicklung mit dieser Art der Auswertung sofort bzw. wenige Sekunden nach Überschreiten der Zieltemperatur einsetzt. An den generellen Trends der Verläufe ändert sich wenig, lediglich im Anfangsbereich werden die ermittelten Zeiten etwas gespreizt, sodass bei der Darstellung der Ergebnisse zum Einfluss der Oberflächenstruktur deutlich wird, dass die Konsolidierung bei der strukturierten Oberfläche tatsächlich etwas schneller beginnt als bei den Proben mit glatter Oberfläche. Auch beim Betrachten des Einflusses der Werkzeugtemperatur zeigt sich wie zuvor, dass der zeitliche Verlauf der Kontaktentwicklung sehr ähnlich, jedoch um einige Sekunden verschoben abläuft.

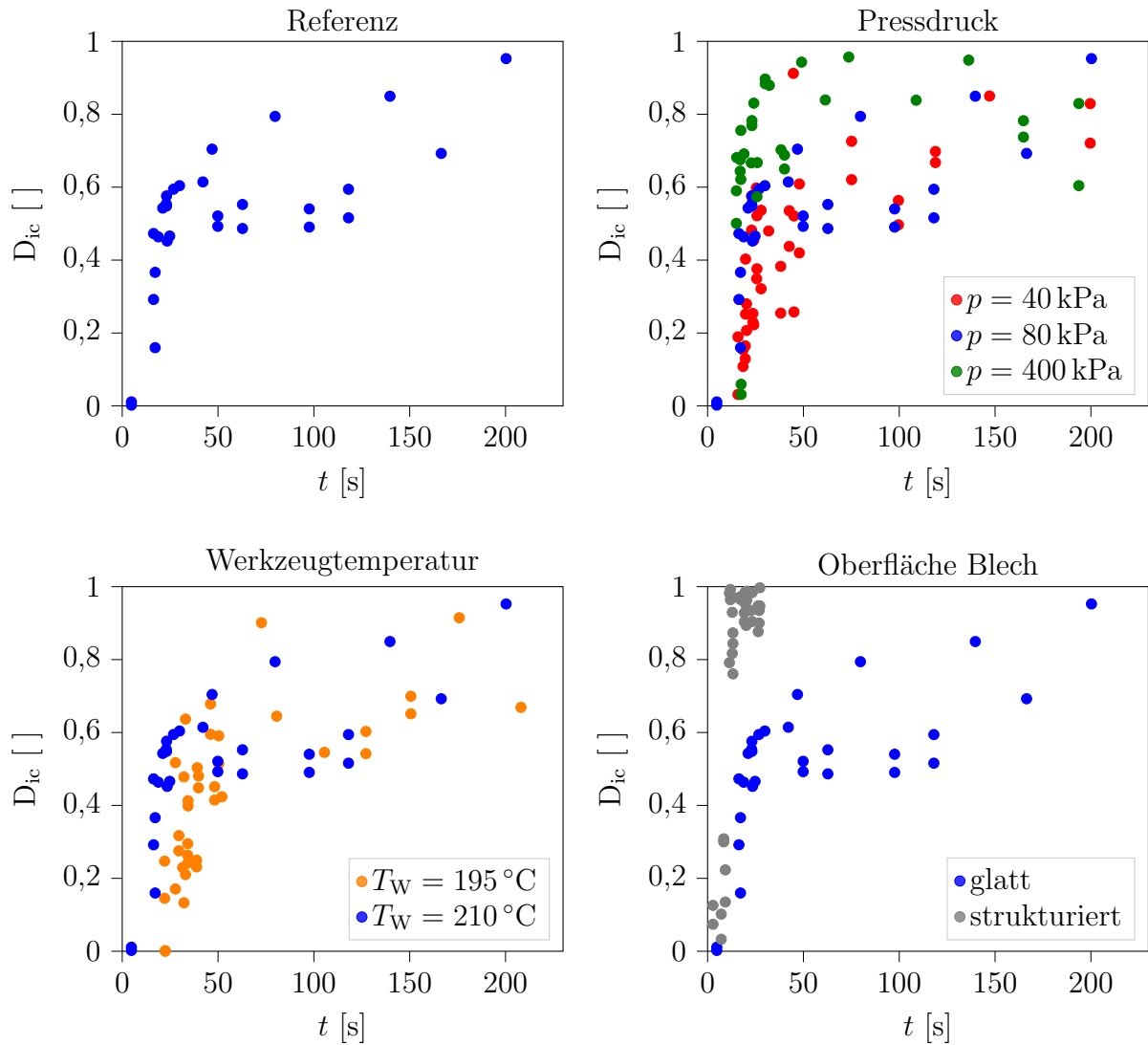


Abbildung 5.26: Ergebnisse der vier Messreihen mit adaptierter Auswertung; der D_{ic} in Abhängigkeit der Konsolidierungszeit t .

5.2 Thermoforming

Für die Bewertung der Umformungsqualität werden zum einen quantitative Merkmale wie Porosität und Formtreue untersucht, zum anderen aber auch qualitative Merkmale herangezogen. In Kapitel 4.2.4 wurde beschrieben, wie anhand von Schliffbildern der Anteil an Porosität, der Dickenverlauf und der Innen- bzw. Außenradius bestimmt wurden. Die Ergebnisse dieser Auswertung folgen in den nächsten Abschnitten. Dabei wird zunächst auf die Ergebnisse mit dem größeren Werkzeugradius und dann auf die mit dem Werkzeug mit dem kleineren Radius eingegangen. Anschließend werden die Ergebnisse verglichen, um den Einfluss des Umformgrads in Verbindung mit den Prozessparametern zu analysieren. Abschließend werden qualitative Merkmale für die Umformung identifiziert und mögliche Zusammenhänge mit Prozessparametern hergestellt.

5.2.1 Quantitative Ergebnisse für den großen Werkzeugradius

Anteil an Porosität

Um sicherzustellen, dass vorliegende Porositäten in den umgeformten Proben auf den Prozess zurückzuführen sind, wurden Proben jeder verwendeten Platte ohne Umformung dem gleichen Analyseprozess unterzogen. Dabei konnten in diesen Kontrollproben auf diese Art keine Porositäten festgestellt werden. Somit sind die ermittelten Werte auf einen Zuwachs an Poren während des Umformprozesses zurückzuführen.

Der in Kapitel 4.1.2 beschriebene Versuchsumfang umfasst die Variation von Pressdruck, Werkzeugtemperatur und Verfahrensgeschwindigkeit des Werkzeugs. Für jede Kombination aus diesen drei Parametern wurden drei Proben ausgewertet und deren arithmetisches Mittel und Standardabweichung bestimmt. In Abbildung 5.27 sind die ermittelten Anteile an Porosität gegen den Pressdruck für die drei Verfahrensgeschwindigkeiten aufgeteilt in drei einzelne Graphen für die Werkzeugtemperaturen dargestellt.

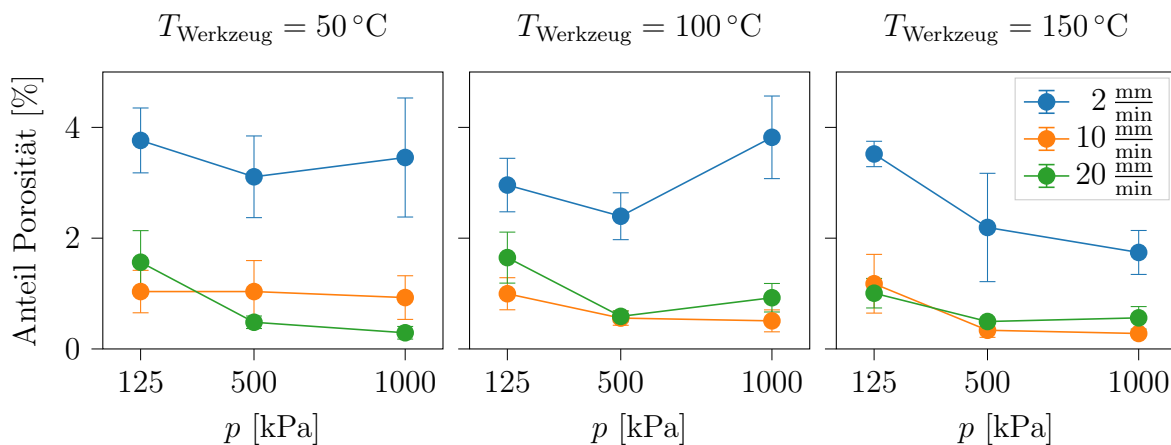


Abbildung 5.27: Anteil der Porosität in den Probenquerschnitten für verschiedene Prozessparameter.

Unabhängig von den anderen Parametern zeigen sich für alle Versuche mit der langsamsten Verfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min mit Abstand die höchsten Werte. Der Unterschied zwischen den höheren Verfahrensgeschwindigkeiten von 10 mm/min und 20 mm/min ist dabei gering bzw. unter Berücksichtigung der Fehler vernachlässigbar. Dennoch lassen sich insgesamt Tendenzen dafür erkennen, dass höherer Druck in Kombination mit höheren Temperaturen zu geringeren Werten an Porosität führt. Die größten Abweichungen zeigen jedoch vor allem die langsamste Verfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min und der geringste Pressdruck von 125 kPa. Ein Porositätsanteil von 0 % wird jedoch nicht erreicht, der geringste insgesamt erreichte Wert beträgt 0,21 %. Tabelle 5.1 listet die vier niedrigsten und höchsten bestimmten Porositätsanteile mit den entsprechenden Prozessparametern auf. Dabei bestätigen sich die in Abbildung 5.27 erkennbaren Tendenzen, vor allem in Bezug auf die Verfahrensgeschwindigkeit.

Tabelle 5.1: Die vier geringsten und höchsten bestimmten Porositätswerte mit den entsprechenden Prozessparametern Werkzeugtemperatur T_{Werkzeug} , Verfahrensgeschwindigkeit v und Pressdruck p .

Porosität [%]	T_{Werkzeug} [°C]	v [mm/min]	p [kPa]
0,210	50	20	1000
0,212	50	20	1000
0,221	150	10	500
0,223	150	10	1000
$\vdots$			
4,114	100	2	1000
4,551	100	2	1000
4,592	50	2	125
4,763	50	2	1000

Da die vier Proben mit der höchsten Porosität alle mit der langsamsten Verfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min umgeformt wurden, scheint dieser Parameter den größten Einfluss auf die Porosität zu haben. Die Werte der übrigen Parameter passen zwar zu den zuvor beschriebenen Tendenzen, jedoch sind auch Ausnahmen davon zu finden. So fand beispielsweise die Umformung der zwei Proben mit der niedrigsten sowie höchsten Porosität mit der niedrigsten Werkzeugtemperatur von 50 °C statt.

In Abbildung 5.28 sind die segmentierten Bilder der zwei Proben mit den extremsten Porositätswerten dargestellt. Für die obere Probe mit der geringen Porosität von 0,210 % zeigt sich, dass hier Lufteinschlüsse vor allem in den äußeren Randbereichen vorliegen, während der relevante Bereich der Probe weitestgehend frei von Poren ist. Die untere Probe mit 4,763 % Porosität hingegen weist über die gesamte Probe verteilt verschieden große Poren auf, die sich zum Teil entlang der Lagengrenzen ausgebildet haben.

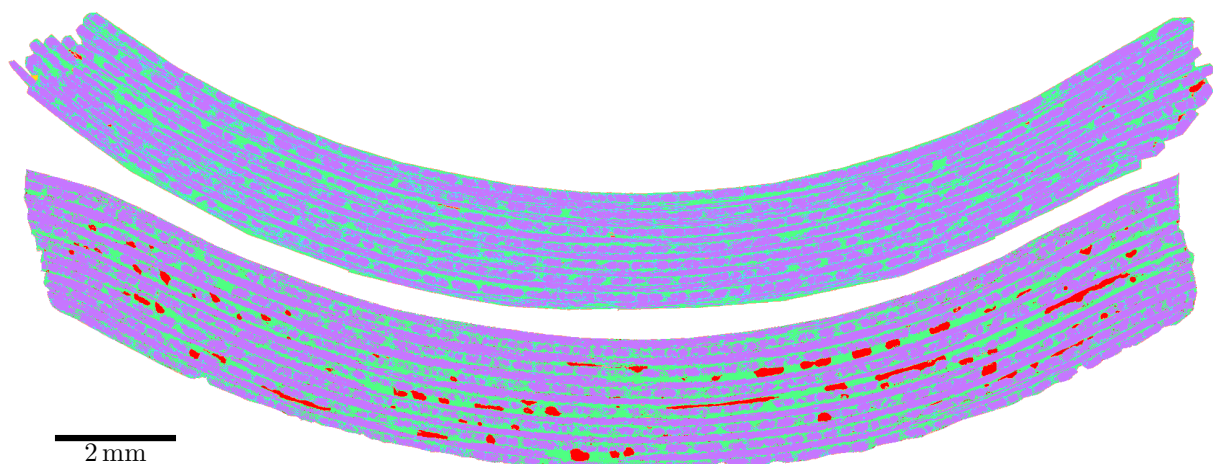


Abbildung 5.28: Vergleich der Segmentierung zweier Proben mit niedriger Porosität (oben) von 0,210 % und hoher Porosität (unten) von 4,763 %. Bei der Segmentierung entspricht Rot Poren, Lila Fasern und Grün der Matrix.

Probendicken

Wie in Kapitel 4.2.4 beschrieben, wird für jede Probe ein kompletter Verlauf der Dicke entlang deren Länge bestimmt. Um einen repräsentativen Wert für jede Probe zu erhalten, wird dieser Dickenverlauf gemittelt. Anschließend wird für die drei Proben mit identischen Prozessparametern das arithmetische Mittel und die Standardabweichung als Fehler bestimmt, und wie in Abbildung 5.29 dargestellt, für die drei Werkzeugtemperaturen gegen den Pressdruck aufgetragen.

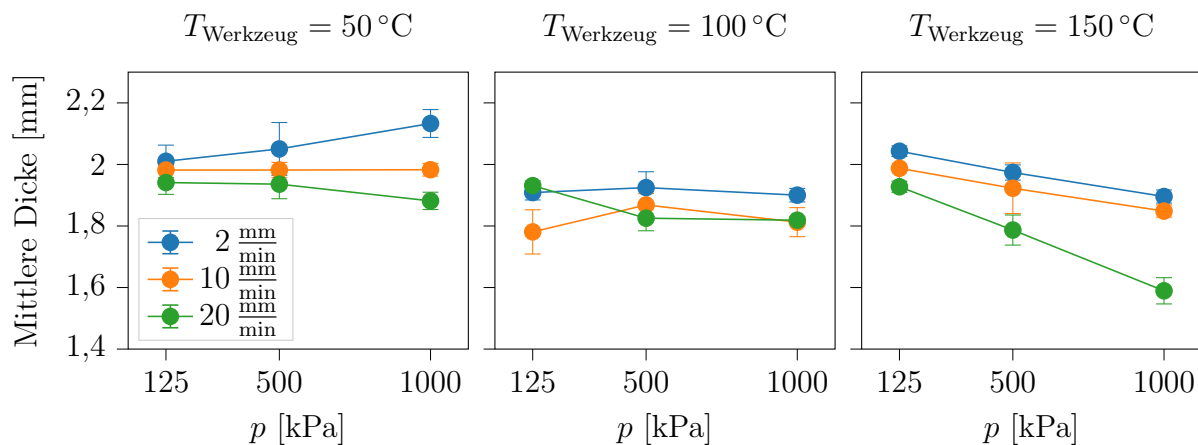


Abbildung 5.29: Mittlere Dicke der Proben für verschiedene Prozessparameter.

Für eine Werkzeugtemperatur von 50°C zeigt sich keine eindeutige Abhängigkeit der Dicken vom Pressdruck, jedoch ergibt sich mit zunehmender Verfahrensgeschwindigkeit eine Abnahme der Probendicke, unabhängig vom Pressdruck. Dabei liegen die Dicken für die mittlere Verfahrensgeschwindigkeit bei knapp 2 mm, also der Ausgangsdicke. Für eine geringere Geschwindigkeit ergibt sich eine etwas größere und für die höhere Geschwindigkeit eine geringere Dicke. Bei der mittleren Werkzeugtemperatur von 100°C zeigt sich unter Berücksichtigung der Fehler keine tendenzielle Abhängigkeit von Druck und Geschwindigkeit. Die Werte liegen im Mittel bei etwa 1,9 mm, also etwas niedriger als im Ausgangszustand. Für die höchste Werkzeugtemperatur von 150°C ergibt sich schließlich für alle Geschwindigkeiten eine eindeutige Abhängigkeit der Dicke vom Pressdruck. Höhere Drücke führen somit bei dieser Temperatur eindeutig zu geringeren Dicken der Proben. Zusätzlich liegt die gleiche Abhängigkeit der Dicke von der Verfahrensgeschwindigkeit wie schon bei der Werkzeugtemperatur von 50°C vor. In Abbildung 5.28 ist auch zu erkennen, dass die Probe mit dem höheren Anteil an Porosität zugleich eine größere Dicke aufweist. In diesem Fall weisen die beiden Proben im Zentrum einen Dickenunterschied von knapp 0,2 mm auf, was auf Basis dieser Ergebnisse auf einen Zusammenhang schließen lässt. Tabelle 5.2 listet die vier niedrigsten und höchsten gemessenen Probendicken mit den entsprechenden Prozessparametern auf.

Tabelle 5.2: Die vier geringsten und höchsten bestimmten Probendicken mit den entsprechenden Prozessparametern Werkzeugtemperatur T_{Werkzeug} , Verfahrensgeschwindigkeit v und Pressdruck p .

Mittlere Dicke [mm]	T_{Werkzeug} [°C]	v [mm/min]	p [kPa]
1,550	150	20	1000
1,570	150	20	1000
1,649	150	20	1000
1,690	100	10	125
$\vdots$			
2,094	50	2	1000
2,108	50	2	1000
2,167	50	2	500
2,196	50	2	1000

Da alle Platten mit demselben Lagenaufbau und denselben Parametern hergestellt wurden, variieren die Ausgangsdicken der Proben nur sehr wenig. Für eine Auswahl an nicht umgeformten Proben wurde entsprechend dem Vorgehen bei der Porosität auch hier mit dem gleichen Algorithmus die Dicke der Proben bestimmt, um die Ursprungsdicke und deren Varianz abschätzen zu können. Dies ergab einen Mittelwert von $1,97 \text{ mm} \pm 0,03 \text{ mm}$. Der Einfluss einer variierenden Ausgangsdicke auf die oben dargestellten Daten ist also vernachlässigbar gering. Somit können Abweichungen von dieser Ausgangsdicke, sowohl in positive wie auch negative Richtung, auf den Umformprozess zurückgeführt werden.

Radien

Wie in Kapitel 4.2.4 beschrieben, wurden durch Punkte an der inneren und äußeren Probenoberfläche Kreise angefitet und somit der Innen- und Außenradius der Proben bestimmt. Durch Vergleich mit den realen Radien der Positiv- und Negativform des Werkzeugs kann die Formtreue bei der Umformung quantitativ betrachtet werden. Wie bei Porosität und Probendicke werden auch für die Radien aus den drei Werten der Proben mit identischen Prozessparametern das arithmetische Mittel und die Standardabweichung gebildet. Abbildung 5.30 zeigt die Ergebnisse der Auswertung für alle Parameterkombinationen. Mit den schwarzen, gepunkteten Linien sind die realen Radien der beiden Werkzeughälften von 19 mm und 15 mm markiert. In Anbetracht der Fehlerbereiche ist keine relevante Abhängigkeit der Radien von Verfahrensgeschwindigkeit und Druck zu erkennen. Im Mittel deutet sich lediglich eine geringe Abnahme der Radien mit zunehmender Werkzeugtemperatur an. Dieser kann hier jedoch nicht statistisch relevant bestätigt werden. Im Vergleich von Außenradius (oben) zu Innenradius (unten) zeigt sich beim Außenradius eine etwas größere absolute und auch relative Abweichung zum Werkzeugradius.

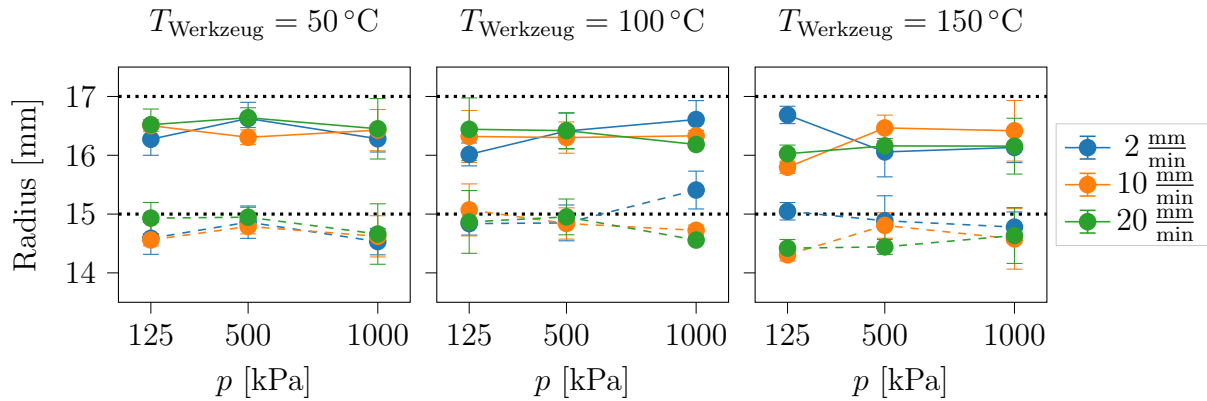


Abbildung 5.30: Außen- (—) und Innenradius (---) der Proben für verschiedene Prozessparameter sowie die realen Werkzeugradien (.....).

5.2.2 Quantitative Ergebnisse für den kleinen Werkzeugradius

Auf Basis der Erkenntnisse aus den Versuchen mit dem großen Werkzeugradius wurde der Parameterraum für den kleinen Radius auf die vielversprechendsten Kombinationen reduziert. Da sowohl die langsame Verfahrgeschwindigkeit von 2 mm/min als auch der geringe Pressdruck von 125 kPa und die niedrige Werkzeugtemperatur von 50 °C die schlechtesten Ergebnisse erbrachten, wurden diese nicht weiterverfolgt. Da sich zudem meist kein großer Unterschied zwischen den beiden schnelleren Verfahrgeschwindigkeiten von 10 mm/min und 20 mm/min zeigte, wurde nur der mittlere Wert weiterverwendet. Somit ergeben sich nur noch vier Parameterkombinationen. Die Ergebnisse der Auswertung sind in Abbildung 5.31 dargestellt. Bei der Porosität zeigt sich ein leichter Rückgang mit erhöhtem Pressdruck, jedoch unabhängig von der Werkzeugtemperatur. Die Dicke der Proben dagegen weist keine merkliche Veränderung bei erhöhtem Pressdruck auf, doch führt die höhere Werkzeugtemperatur durchwegs zu geringeren Dicken. Innen- und Außenradius der Proben bleiben unter Berücksichtigung der Fehler sowohl bei Variation des Pressdrucks als auch der Werkzeugtemperatur unverändert etwas niedriger als die jeweiligen Radien des Werkzeugs, wobei der größere Außenradius die größere Abweichung aufweist.

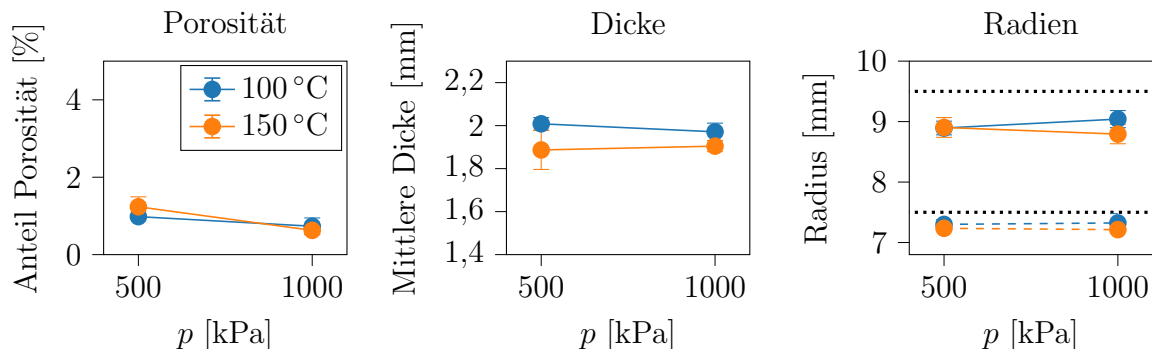


Abbildung 5.31: Ergebnisse für die Auswertung von Porosität, Dicke und Radien für die Versuche mit dem kleinen Werkzeugradius.

5.2.3 Vergleich der Ergebnisse der Werkzeuge mit großem und kleinem Radius

Um den Einfluss des Umformgrads, in diesem Fall bestimmt durch den Werkzeugradius, zu bestimmen, können die Ergebnisse der beiden Messreihen verglichen werden, die abgesehen vom Radius mit den gleichen Parametern durchgeführt wurden. Das sind in diesem Fall die Versuche mit den Werkzeugtemperaturen 100 °C und 150 °C, den Pressdrücken 500 kPa und 1000 kPa sowie einer Verfahrensgeschwindigkeit von 10 mm/min.

Anteil an Porosität

In Abbildung 5.32 sind links die Porositätsanteile für beide Werkzeugradien zusammen dargestellt. Es zeigt sich, dass der kleinere Radius von 7,5 mm insgesamt in höheren Porositätswerten resultiert, während der positive Einfluss des höheren Pressdrucks für beide Szenarien bestehen bleibt. So werden mit dem kleinen Radius im Vergleich zum größeren beim geringeren Pressdruck von 500 kPa mit über 1 % etwa doppelt so hohe Werte erreicht. Für den Pressdruck von 1000 kPa sind jeweils die niedrigsten Porositätswerte bei einer Werkzeugtemperatur von 150 °C erreicht worden.

Probendicke

Rechts in Abbildung 5.32 sind die ermittelten Dicken der Proben für beide Radien dargestellt. Für die Werkzeugtemperatur von 150 °C sind die Dicken unabhängig vom Pressdruck in etwa vergleichbar und mit ca. 1,9 mm etwas niedriger als die Ausgangsdicke. Für die niedrigere Temperatur von 100 °C sind die Dicken für den kleinen Radius jedoch deutlich höher und zeigen wenig Änderung zum Anfang. Auch ist die Tendenz der Dickenabnahme mit erhöhtem Pressdruck im Vergleich zum großen Radius nicht erkennbar.

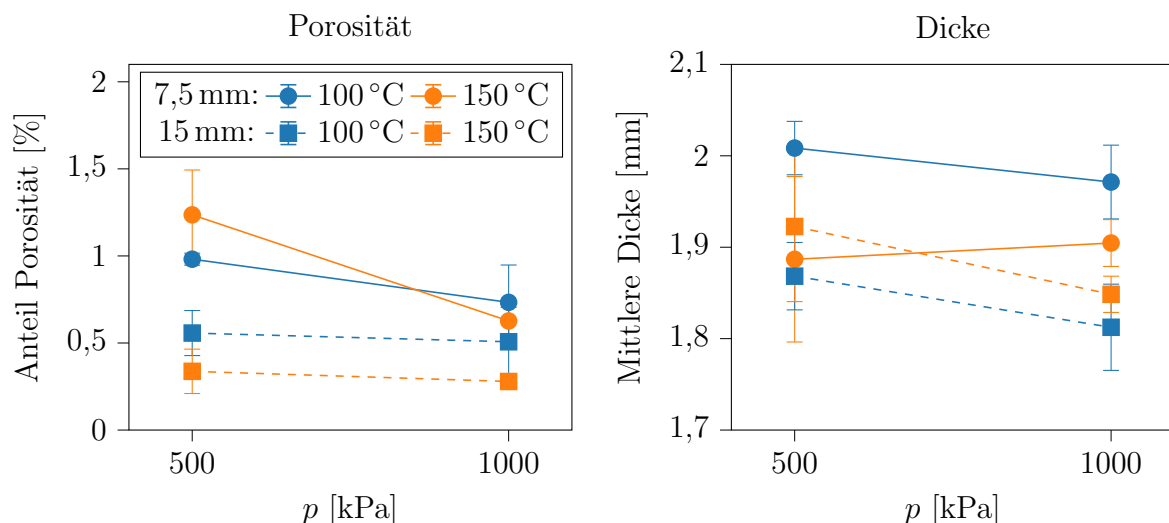


Abbildung 5.32: Vergleich der Ergebnisse für Porosität und Probendicke zwischen großem und kleinem Werkzeugradius.

Probenradien

Da die Radien der Proben nicht direkt vergleichbar sind, wird im Vergleich der Fokus auf die relative Abweichung zum jeweiligen Werkzeugradius gelegt. Abbildung 5.33 zeigt diese Abweichungen für Innen- und Außenradius der Proben für beide Werkzeugradien. Wie schon in den absoluten Daten in den Abbildungen 5.30 und 5.31 zu erkennen war, weicht der Außenradius stärker von der Form des Werkzeugs ab als der Innenradius. Außerdem zeigt sich, dass mit dem größeren Werkzeug die relative Abweichung in den meisten Fällen geringer ausfällt als mit dem kleineren.

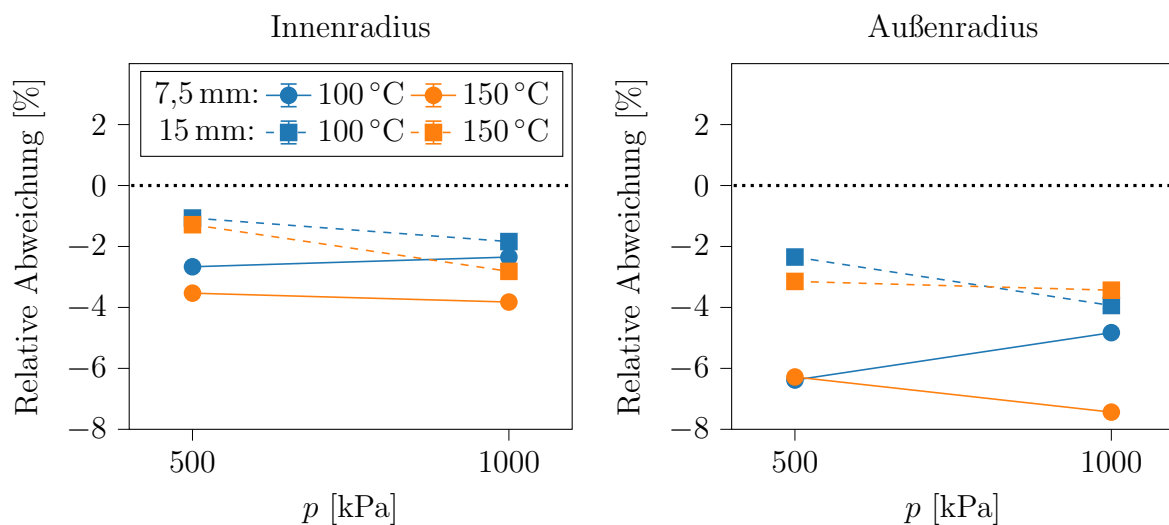


Abbildung 5.33: Vergleich der Ergebnisse für die relative Abweichung von Innen- und Außenradius der Proben zum Werkzeug zwischen großem und kleinem Werkzeugradius.

5.2.4 Ergebnisse der Bestimmung qualitativer Merkmale mit Einfluss auf die Umformqualität

Die Erstellung von Schliffbildern aller Proben ermöglicht es, neben der zuvor beschriebenen Auswertung von quantitativen Merkmalen auch Auffälligkeiten zu identifizieren, deren Anwesenheit die Qualität eines potenziellen Bauteils und somit die Umformqualität beeinflussen können. Dabei kann unterschieden werden zwischen Merkmalen, die tatsächlich im Inneren der Probe vorliegen und jenen, die vor allem im Randbereich auftreten. Im Folgenden werden einige dieser Merkmale aufgezeigt und bewertet.

Herausdrücken der 90°-Lagen

Durch den bidirektionalen Aufbau des Laminats kann es dazu kommen, dass beim Umformen bzw. beim Pressen der Proben die 90°-Lagen an den Seiten herausgedrückt werden. In den betrachteten Schliffbildern handelt es sich dabei um die Lagen, deren Fasern senkrecht zur Schliffebene verlaufen. Ist die Matrix des Verbunds aufgeschmolzen, so wird diesen

Fasern kein Halt gegeben. So führt die vertikal bzw. radial wirkende Last dazu, dass die Lagen komprimiert werden und somit das Matrixmaterial in Richtung der Seiten fließt. Dieser Effekt kann in den 0°-Lagen nicht in diesem Maß auftreten, weil die Fasern dafür gedehnt werden müssten. Somit kann in den Schliiffbildern vor allem ein Austritt der 90°-Lagen beobachtet werden.

Die Menge an ausgetretenem Material ist dabei nicht konstant, sondern lässt durchaus Rückschlüsse auf die verwendeten Prozessparameter zu. So kann beobachtet werden, dass ein vermehrtes Herausdrücken vor allem bei höheren Werkzeugtemperaturen, Drücken und Verfahrensgeschwindigkeiten auftritt. Weiter zeigt sich, dass es bei Nutzung des kleineren Werkzeugradius im Vergleich zu weniger Materialaustritt an der Seite kommt. Abbildung 5.34 zeigt die Seiten von drei Proben mit verschiedenen Mengen an Materialaustritt. Im Vergleich zeigt die Probe mit hoher Werkzeugtemperatur und großem Radius (Abbildung 5.34b) den meisten Austritt, während für eine niedrigere Temperatur die 90°-Lagen fast nicht herausgedrückt werden (Abbildung 5.34a). Bei Verwendung des kleineren Werkzeugradius ist die Menge trotz hoher Temperatur geringer als mit großem Radius (Abbildung 5.34c).

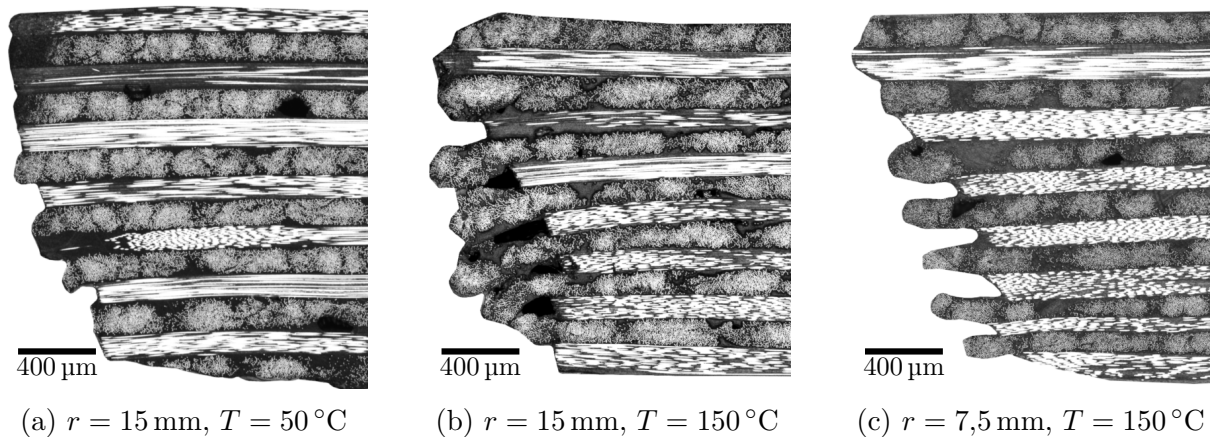
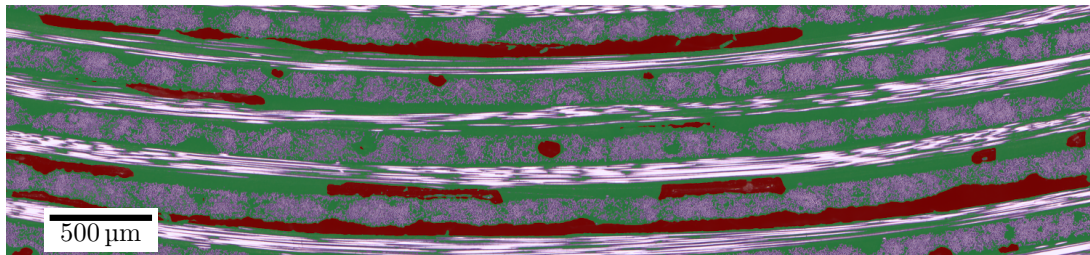


Abbildung 5.34: Austritt der 90°-Lage an der Probenseite bei verschiedenen Prozessparametern (für alle gilt $p = 1000 \text{ kPa}$ und $v = 10 \text{ mm/min}$).

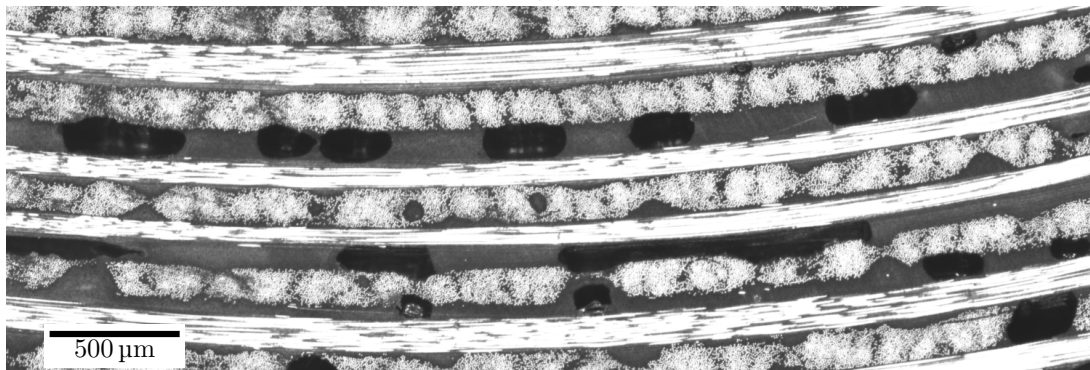
Delaminationen und Lagenaufweitung durch Poren

Neben normalen Porositäten, die gleichmäßig in der Probe verteilt sind, treten auch Bereiche auf, in denen sich größere Lufteinschlüsse an der Grenzschicht zwischen zwei Lagen bilden. Das kann entweder dazu führen, dass sich die zwei Lagen über einen ganzen Bereich trennen und somit Delaminationen entstehen, oder aber, dass sich einzelne Lagen durch mehrere Poren an der Grenzfläche aufweiten. Beides kann die mechanischen Eigenschaften eines späteren Bauteils negativ beeinflussen. Diese Effekte treten unabhängig von der Werkzeugtemperatur vor allem bei niedrigen Drücken und langsamen Verfahrensgeschwindigkeiten auf. Abbildung 5.35a zeigt den Ausschnitt einer Probe mit mehreren Delaminationen von mehreren mm Länge. Manche Lagen sind auch von beiden Seiten delaminiert. Die Dar-

stellung zeigt eine Überlagerung des Schliffbildes mit dem segmentierten Bild, wobei rote Bereiche Poren, grüne der Matrix und lilafarbene den Fasern entsprechen. In Abbildung 5.35b ist das Schliffbild einer Probe zu sehen, bei der mehrere Lagen durch Poren einer Größe von mehreren 100 μm auf etwa die doppelte Dicke aufgeweitet wurden. Dabei ist zu beobachten, dass sich diese großen und langen Poren vor allem in faserarmeren Bereichen bilden. Vor allem in Abbildung 5.35b sind die Poren insbesondere in den Bereichen zwischen den Faserlagen zu finden, in denen das Matrixmaterial dominiert.



(a)



(b)

Abbildung 5.35: Beispiele für Delaminationen (a) und durch Porositäten aufgeweitete Lagen (b).

Unvollständige Umformung

Ein weiteres Merkmal, das bei manchen Proben beobachtet werden kann, ist eine unvollständige Umformung der Probe. Dabei fällt auf, dass die Umformung in der Probenmitte zwar erfolgreich war, jedoch die äußeren Bereiche vom Radius abweichen und scheinbar weggeknickt sind. Dieser Effekt ist jedoch hauptsächlich auf der oberen Seite der Probe zu beobachten, sodass der untere Teil so gut wie immer dem Radius folgt. Auch an den Lagen an den Seiten der Probe kann dies beobachtet werden, da diese wie die Oberseite an derselben Stelle einen Knick aufweisen. Ein Beispiel für eine solche unvollständig umgeformte Probe ist in Abbildung 5.36a dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Unterseite bis zum Rand dem Radius folgt, während auf der Oberseite und bis zu den mittleren Lagen auf beiden Seiten ein Abknicken sichtbar ist. Dahingegen zeigt Abbildung 5.36b eine vollständig umgeformte Probe, bei der sowohl Ober- als auch Unterseite bis zum Rand dem Radius folgen.

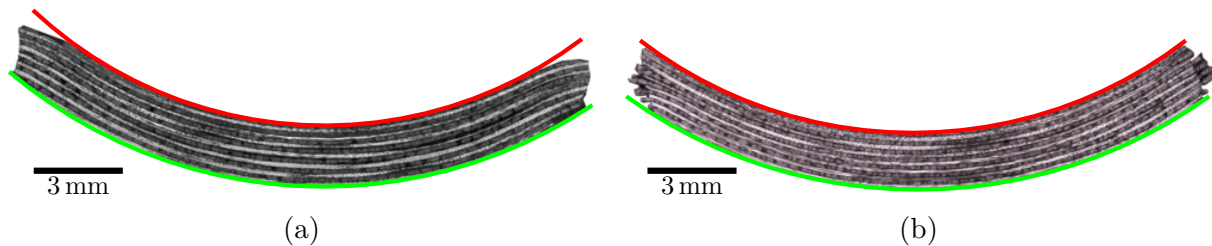


Abbildung 5.36: Beispiele für eine unvollständig (links) und vollständig (rechts) umgeformte Probe. Bei der unvollständig umgeformten Probe folgt die Oberseite nicht bis zum Rand dem Radius der Mitte.

Dieser Effekt tritt vermehrt bei geringem Pressdruck sowie langsamer Verfahrensgeschwindigkeit und niedriger Werkzeugtemperatur auf. Das lässt darauf schließen, dass bei den jeweiligen Parameterkombinationen der äußere Teil zu weit abkühlen konnte, bevor er umgeformt wurde. Die Unterseite der Probe hat zuerst außen Kontakt zum Werkzeug und dann in der Mitte, während die Oberseite zuerst in der Mitte und erst am Ende außen Kontakt zum Stempel hat. Damit werden die oberen äußeren Bereiche zuletzt in Form gebracht, sodass die Umformung bei unpassenden Parametern unvollständig bleiben kann. Dass dieser Effekt nicht immer bei diesen Parametern auftritt, kann am minimal unterschiedlich schnellen Transport der Probe vom Ofen in das Werkzeug liegen, sodass die Temperatur der Probe beim Start der Umformung nicht immer genau gleich ist. Da die Werkzeug- und auch Lufttemperatur in der Temperierkammer der Prüfmaschine deutlich unter der Schmelztemperatur des Polymers liegen, können hier schon wenige Sekunden Unterschied im Transport einen großen Unterschied in der Probertemperatur bedeuten.

Asymmetrisches Gleiten der Lagen

Aufgrund der Art der Umformung in eine runde Form entstehen zwischen den einzelnen Lagen Scherkräfte, welche im geschmolzenen Zustand der Matrix durch ein Gleiten der Lagen gegeneinander gelöst werden können. Da die 0° -Lagen mit Fasern tangential zur Radialrichtung nicht gedehnt werden, entsteht im Idealfall eine annähernd vertikale Kante an den Probenrändern. In der Realität können verschiedene Einflüsse, wie beispielsweise die genaue Positionierung der Probe im Werkzeug, jedoch dazu führen, dass dieses Gleiten der Lagen nicht symmetrisch geschieht. Je nach Ausmaß der Asymmetrie kann ein potenzielles Bauteil damit nicht mehr brauchbar sein. Abbildung 5.37 zeigt zwei Beispiele mit symmetrischer und stark asymmetrischer Lagengleitung. Beim Beispiel auf der linken Seite sind die Ränder rechts und links sehr ähnlich ausgeformt. Dahingegen sind die oberen Lagen des rechten Beispiels um mehrere mm nach links und die unteren nach rechts gegliitten, sodass ein großer Bereich der linken Seite der Probe eine sehr ungleichmäßige Dicke aufweist.

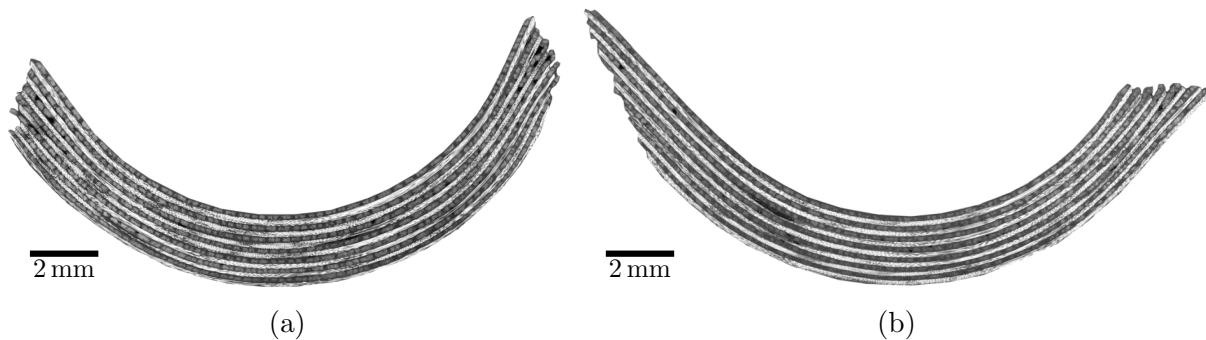


Abbildung 5.37: Beispiele für eine Probe mit relativ symmetrischer (links) und stark asymmetrischer Lagengleitung (rechts).

Aufgrund des größeren Umformgrads mit dem kleineren Werkzeugradius müssen die Lagen damit mehr gleiten und somit entstehen hier auch häufiger Fehler. Weiter konnte beobachtet werden, dass Asymmetrien häufiger bei höheren Werkzeugtemperaturen entstehen, vermutlich verursacht durch die länger anhaltende geringe Viskosität des geschmolzenen Polymers. Ansonsten sind im Auftreten dieses Merkmals keine besonderen Muster zu erkennen, wodurch externe Faktoren, wie beispielsweise die händische Positionierung der Probe im Werkzeug, als Ursache identifiziert werden können.

5.3 Nakajima-Versuch

5.3.1 Verifizierung des Systems zur Schallemissionsüberwachung

Um das Verhalten von Schallwellen im Werkzeug in Kombination mit den gewählten Sensorpositionen zu überprüfen und die maximalen Laufzeitunterschiede für Schallereignisse von der Probe zu bestimmen, wurden Versuche mit Bleistiftminenbrüchen (PLB) an verschiedenen Stellen des Werkzeugs und an einer Probe durchgeführt. Zunächst wurden PLB direkt neben den Sensoren durchgeführt. Die Positionen der Sensoren sind in Abbildung 5.38b dargestellt. Anschließend wurde für jede der drei PLB-Positionen an den Sensoren der Laufzeitunterschied zum ersten aufgezeichneten Schallsignal (in diesem Fall das des Sensors neben dem PLB) berechnet. Aufgrund der geometrischen Anordnung der drei Streben, an denen sich die Sensoren befinden, und der Position der Sensoren unten an den Streben verläuft der schnellste Weg für die Schallsignale durch die Streben und die Bodenplatte zu den anderen Streben und Sensoren. Durch die versetzte Anordnung der drei Streben ergeben sich für PLB an den Sensorpositionen 1 und 2 unterschiedliche Laufzeiten zu den jeweils anderen beiden Sensoren, weshalb in Abbildung 5.38a bei den PLB Positionen 1 und 2 ein Laufzeitunterschied zu den Sensoren 3 und 2 bzw. 1 zu erkennen ist, wobei Sensor 3 aufgrund der weiteren Entfernung den größten Zeitunterschied aufweist. Entsprechend ist für PLB Position 3 der Unterschied zwischen Sensor 1 und 2 aufgrund der identischen Entfernung vernachlässigbar klein.

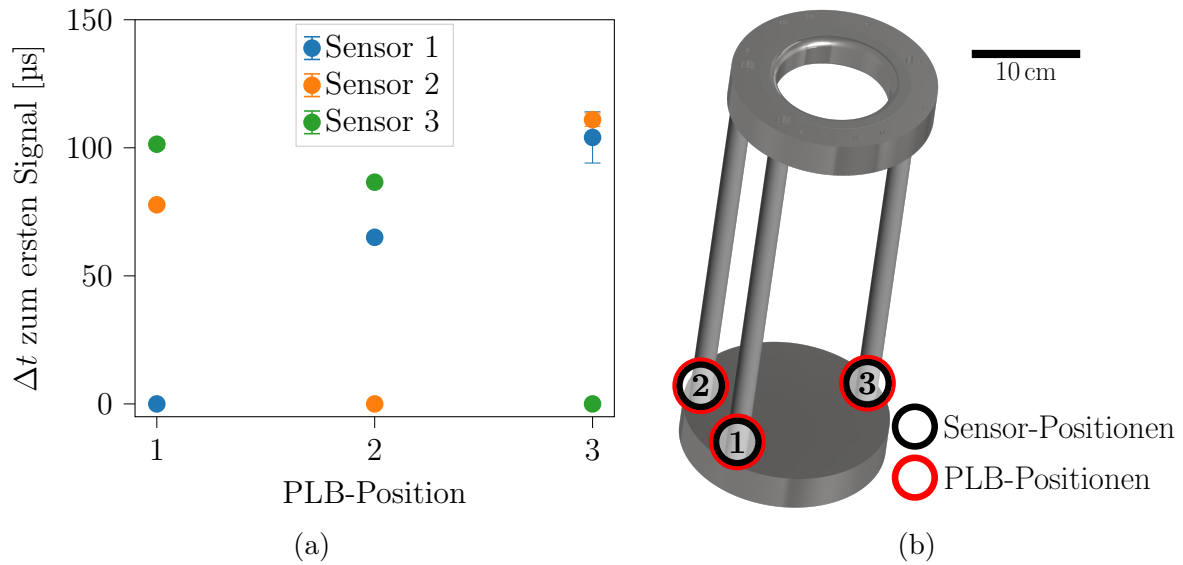


Abbildung 5.38: Laufzeitunterschiede der Sensoren relativ zum ersten aufgezeichneten Signal für die drei PLB-Positionen (a) und die Sensor- und PLB-Positionen am Werkzeug (b) mit PLB direkt an den einzelnen Sensoren.

Ein ähnliches Ergebnis zeigt sich für PLB an den Streben oben direkt unter dem Probenhalter (siehe Abbildung 5.39). Für PLB an den Positionen 4 und 5 ist die Laufzeit zu Sensor 3 am größten, für PLB an Position 6 zu Sensor 1 und 2 nahezu identisch. Insgesamt jedoch sind die Laufzeitunterschiede zwischen erstem und den weiteren Sensoren größer als für PLB direkt an den Sensoren. Da sich das nicht durch geometrische Faktoren erklären lässt, müssen andere Effekte wie Echos oder Überlagerungen für diesen Unterschied verantwortlich sein. Gerade für die PLB-Positionen 4 und 5 wäre ein sehr ähnlicher Zeitunterschied von Sensor 3 zum jeweils ersten Sensor zu erwarten.

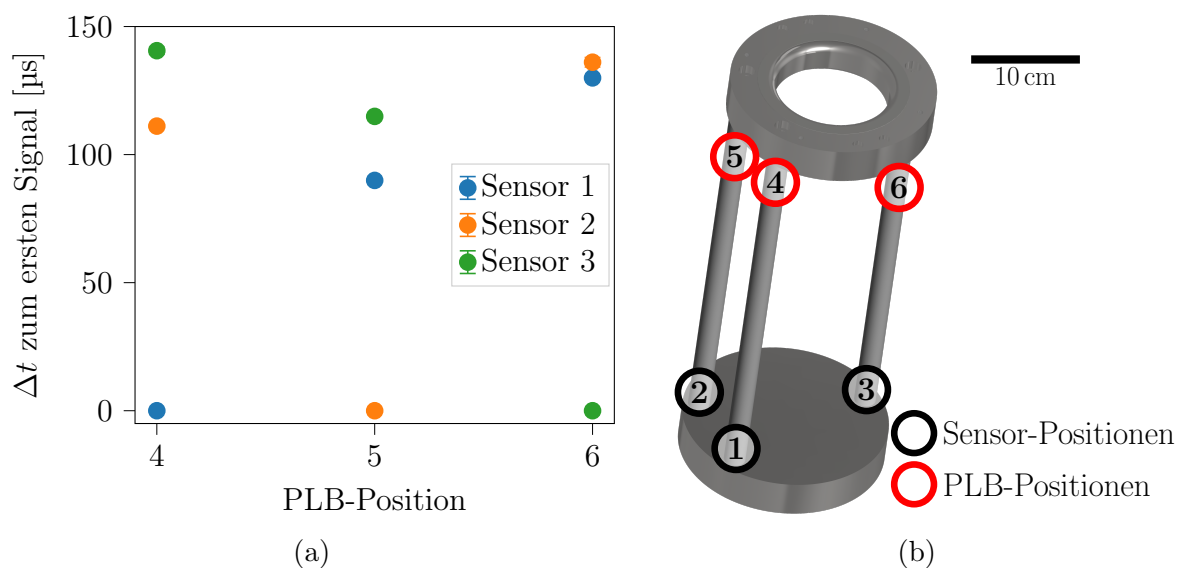


Abbildung 5.39: Laufzeitunterschiede der Sensoren relativ zum ersten aufgezeichneten Signal für die drei PLB-Positionen (a) und die Sensor- und PLB-Positionen am Werkzeug (b) mit PLB an den Streben oberhalb der Sensoren.

Wie in Abbildung 5.40 dargestellt, liegen die Laufzeitunterschiede für PLB auf dem unteren Probenhalter für alle Positionen bis auf PLB 9 deutlich unter $100\text{ }\mu\text{s}$. Dieser Pfad von Position 9 zu den Sensoren 1 und 2 kann aber durch die Präsenz einer Probe im Werkzeug verkürzt werden.

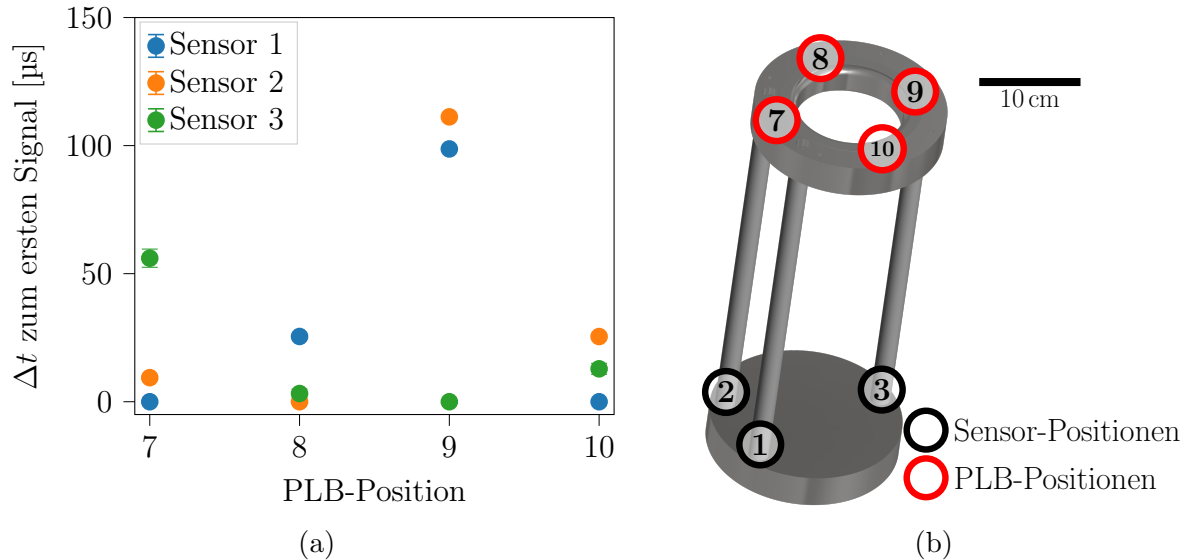


Abbildung 5.40: Laufzeitunterschiede der Sensoren relativ zum ersten aufgezeichneten Signal für die vier PLB-Positionen (a) und die Sensor- und PLB-Positionen am Werkzeug (b) mit PLB auf dem unteren Probenhalter.

Mit einer eingebauten, stark taillierte Probe mit einer Stegbreite von 30 mm führt ein PLB an Position 11 direkt auf der Probe zu sehr geringen Laufzeitunterschieden von unter $20\text{ }\mu\text{s}$. Auch die vier anderen Positionen am oberen Teil des Probenhalters nahe dem Klemmbereich der Probe führen zu Zeiten unter $100\text{ }\mu\text{s}$ (Abbildung 5.41).

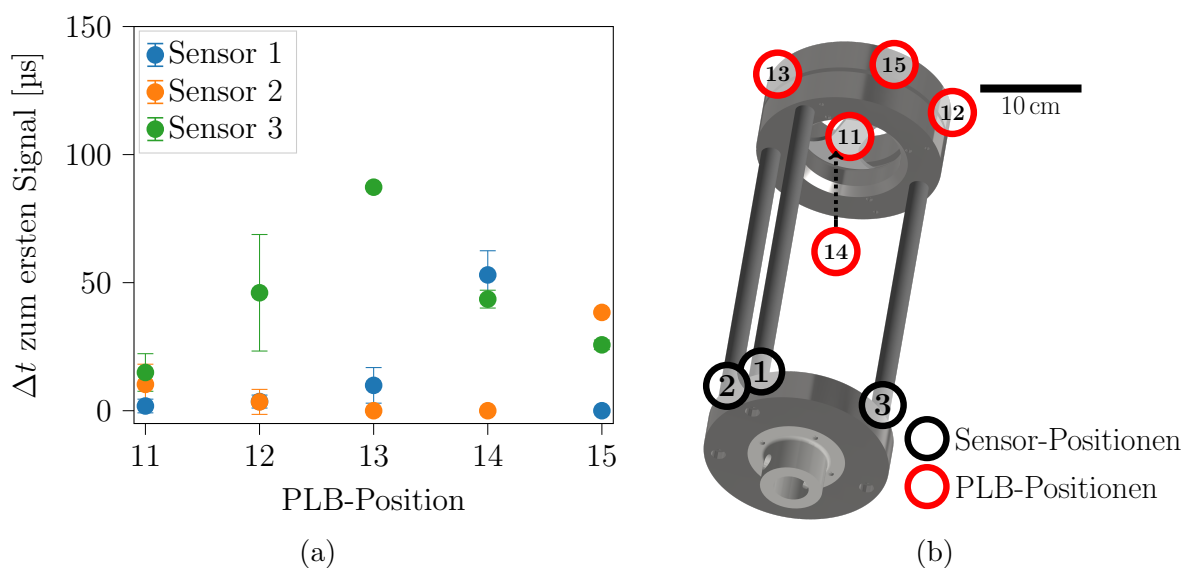


Abbildung 5.41: Laufzeitunterschiede der Sensoren relativ zum ersten aufgezeichneten Signal für die fünf PLB-Positionen (a) und die Sensor- und PLB-Positionen am Werkzeug (b) mit PLB an der taillierten Probe und dem oberen Probenhalter.

Die gleichen Versuche wurden auch mit einer Vollkreis-Probe durchgeführt (siehe Abbildung 5.42). Für die PLB-Positionen 19 und 20 sind die Ergebnisse aufgrund der Symmetrie sehr gut vergleichbar. Für die PLB auf der Probe (Position 16) und für die Positionen 17 und 18 zeigen sich größere Laufzeitunterschiede, vor allem für Sensor 3, jedoch liegen alle Werte unter 100 μs .

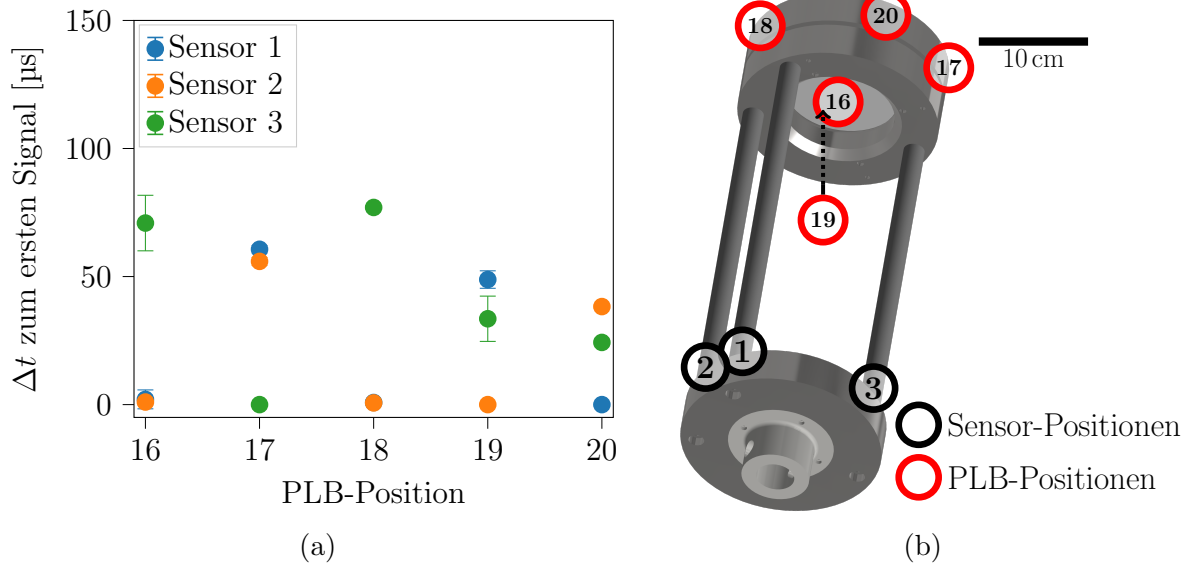


Abbildung 5.42: Laufzeitunterschiede der Sensoren relativ zum ersten aufgezeichneten Signal für die fünf PLB-Positionen (a) und die Sensor- und PLB-Positionen am Werkzeug (b) mit PLB an der Vollkreis-Probe und dem oberen Probenhalter.

Aus diesen Ergebnissen kann gefolgert werden, dass für eine Auswertung der Schallemissionsdaten im Versuch durch einen Δt -Filter mit einem Wert von ca. 100 μs hauptsächlich Signale aus dem Bereich der Probe oder dem Klemmbereich berücksichtigt werden. Damit kann die Anzahl der Daten deutlich reduziert werden, da vor allem durch Arbeiten am Aufbau und thermische Effekte Schallsignale aus Bereichen des Aufbaus zu erwarten sind, die nicht auf Vorgänge in der Probe zurückzuführen sind.

5.3.2 Thermische Verifizierung des Aufbaus

Für den Aufbau wurde zunächst das Aufheizverhalten beginnend von Raumtemperatur aus untersucht. Dazu wurde in den kalten Aufbau eine Probe eingebaut, die Heizung der Temperierkammer und die Heizpatronen wurden eingeschaltet und der Temperaturverlauf direkt an einer Heizpatrone, auf dem Werkzeug zwischen zwei Heizpatronen und an der Probe wurde beobachtet. An der Probe selbst wurde die Temperatur an drei Messstellen erfasst: oben in Richtung des Stempels, unten in Richtung der Öffnung und in der Probe selbst, durch ein in eine Bohrung eingebrachtes Thermoelement. Die anderen Thermoelemente wurden mit Hochtemperaturklebeband befestigt.

In Abbildung 5.43 links ist der Temperaturverlauf an Werkzeug und Probe für eine Probe mit 30 mm Stegbreite dargestellt. $T_{\text{Werkzeug, links}}$ beschreibt dabei die Temperatur am Werkzeug im Klemmbereich der Probe zwischen zwei Heizpatronen, $T_{\text{Werkzeug, rechts}}$ die Temperatur im Klemmbereich direkt in der Nähe einer Heizpatrone. Dabei zeigt sich, dass die Temperatur in der Nähe der Heizpatrone schneller steigt, nach einer Zeit von ca. 1 h aber fast kein Unterschied mehr vorhanden ist. Das deutet auf eine gute Verteilung der Temperatur innerhalb des Werkzeugs hin, wodurch wiederum eine gleichmäßige Erwärmung der Probe gewährleistet werden kann. Im Zustand des thermischen Gleichgewichts erreicht das Werkzeug somit eine Temperatur von etwa 280 °C. Die Probentemperatur steigt langsamer als die des Werkzeugs und erreicht auch eine um etwa 50 °C niedrigere Maximaltemperatur. Das liegt vor allem an der Konvektion in der Temperierkammer, der die Probe mit ihrer großen Oberfläche im Vergleich zum Volumen stark ausgesetzt ist. Es zeigt sich außerdem, dass die Unterseite der Probe, also die Seite, die am meisten Kontakt zur Luft im Ofen hat, zu Beginn am schnellsten an Temperatur gewinnt, sich für höhere Temperaturen jedoch langsamer erwärmt als die Oberseite. Zu Beginn ist die Luft wärmer als das Werkzeug und der Stempel, sodass die Unterseite der Probe heißer ist, bis Werkzeug und Stempel eine höhere Temperatur haben und der Wärmefluss vom Werkzeug größer ist. Die kleinen Zacken in der Probentemperatur bei etwa 30 min, 60 min und 90 min wurden durch ein kurzes Öffnen der unteren Abdeckung der Temperierkammer verursacht, weil zu diesen Zeitpunkten jeweils eine Aufnahme mit der Wärmebildkamera durch die Öffnung erfolgte. Der Temperatureinbruch bei ca. 120 min wird durch das Nachziehen der Probenklemmung verursacht, weil hierbei kurzzeitig der Ofen geöffnet und entfernt werden muss. Es zeigt sich aber, dass die Probe bereits nach weiteren 30 min wieder die Zieltemperatur von 225 °C erreicht hat. Somit liegt für diese Probe die Dauer bis zu Beginn des Versuchs mit kaltem Start bei etwa 3 h. Allgemein ist zu beobachten, dass durch das Öffnen der Temperierkammer vor allem die Probentemperatur beeinflusst wird, da diese deutlich anfälliger für Änderungen in der Lufttemperatur ist, als das massive Werkzeug, welches die Temperatur auch durch einen Eingriff, wie das Nachziehen der Probe, nicht stark ändert.

Abbildung 5.43 rechts zeigt den Abkühlvorgang derselben Probe. Dabei erfährt die Probenunterseite mit Kontakt zur kühlenden Luft den schnellsten Temperaturabfall, aber auch die Oberseite der Probe und auch das Werkzeug kühlen nur bedingt langsamer ab. Die definierte Zieltemperatur beim Abkühlen von 150 °C ist für diese Probe somit nach ca. 15 min erreicht, wonach die Probe ausgebaut wird und auf Raumtemperatur abkühlt. In diesem Fall zeigen die Temperaturen am Werkzeug keine verlässlichen Werte, weil diese beim Öffnen des Werkzeugs auch Kontakt zur Außenluft erhalten oder mit der Probe entnommen werden. Der auffällig steile Abfall von $T_{\text{Werkzeug, rechts}}$ ist auf Lösen des Thermoelements von seiner Messposition zurückzuführen, wodurch dieses ab dem Öffnen der Temperierkammer nicht mehr die Temperatur des Werkzeugs wiedergibt.

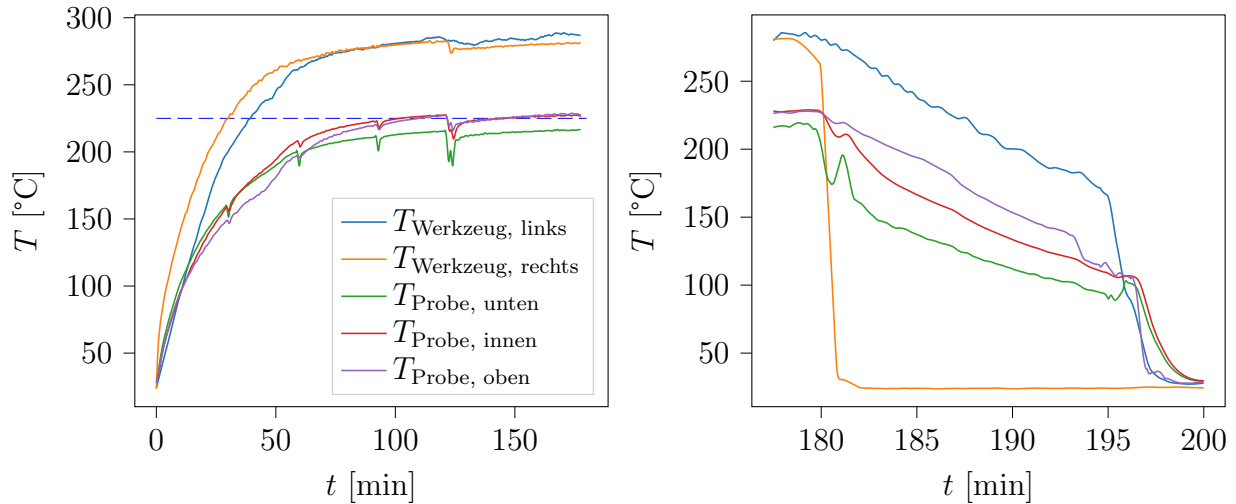


Abbildung 5.43: Temperaturen an Werkzeug und Probe beim Aufheizen (links) und Abkühlen (rechts) einer Probe mit 30 mm Stegbreite.

Beim Vergleich dieser Prozesse für die unterschiedlichen Probestypen fällt auf, dass große Unterschiede in den Aufheizzeiten existieren. Proben mit großen Flächen (wie der Vollkreis) benötigen deutlich weniger Zeit, um die Zieltemperatur zu erreichen und können bei gleicher Heizleistung zudem höhere Temperaturen erlangen als schmale Proben. Abbildung 5.44 links zeigt die Aufheizkurven der Probenoberseite für alle fünf Probestypen aus dem kalten Zustand. Es ist erkennbar, dass die Probengröße deutlichen Einfluss auf die Aufheizzeit und die erreichte Zieltemperatur hat. So vergehen bei der Probe mit 30 mm Stegbreite fast 3 h, bis die Probe geprüft werden kann, während beim Vollkreis nur etwa ein Drittel dieser Zeit notwendig ist. Wie in Abbildung 5.44 rechts gezeigt, ist dieser Effekt bei bereits vorgewärmtem Werkzeug zwar nicht mehr so stark, aber dennoch vorhanden. So sind für die 30 mm Probe fast 90 min, für den Vollkreis jedoch nur knapp 40 min nötig, bis die Probe geprüft werden kann.

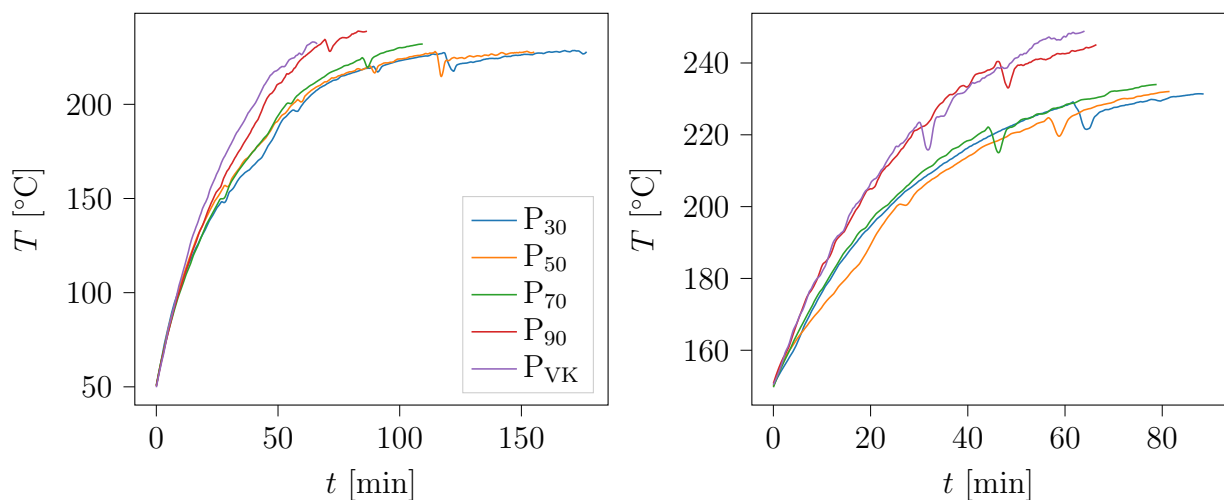


Abbildung 5.44: Temperaturverläufe für alle Probestypen aus kaltem (links) und warmem (rechts) Anfangszustand.

Dieser Effekt lässt sich durch zwei mögliche Ursachen begründen: Zunächst ist für kleinere Proben die Kontaktfläche zum Werkzeug etwas geringer, wodurch der Wärmefluss in die Probe geringer ist. Dies allein würde aber zum Beispiel nicht den geringen Unterschied zwischen dem P_{VK} und P_{90} erklären. Hauptursache ist vermutlich die Konvektion in der Temperierkammer. Je schmaler der Steg ist, desto mehr Luft kann um die Probe durch das Werkzeug strömen und dabei Wärme von dieser aufnehmen. Dadurch geht dauerhaft Wärme verloren und somit fallen Heizrate und Zieltemperatur der Proben bei konstanter Heizleistung geringer aus. Tabelle 5.3 listet die Zeiten auf, die für das Aufheizen der jeweiligen Probentypen aus kaltem und warmem Anfangszustand benötigt wurden.

Tabelle 5.3: Dauer bis zum Erreichen einer Temperatur von 225 °C für alle Probentypen aus kaltem und warmem Anfangszustand.

Probentyp	30 mm	50 mm	70 mm	90 mm	Vollkreis
Zeit bis 225 °C bei Kaltstart	143 min	127 min	89 min	61 min	56 min
Zeit bis 225 °C bei Warmstart	67 min	61 min	53 min	34 min	32 min

Beim Abkühlen der Proben wirken die eben genannten Effekte genau umgekehrt. So begünstigen die kleinere thermische Masse, die geringere Kontaktfläche zum Werkzeug und der bessere Luftfluss um die Probe gerade bei schmalem Steg ein schnelles Abkühlen. Abbildung 5.45 zeigt die Verläufe der verschiedenen Probentypen vom Beginn der aktiven Kühlung. Dabei zeigt sich zum einen, dass die schmaleren Proben eine höhere Kühlrate aufweisen und zum anderen, dass die größeren Proben durch ihre höhere erreichte Zieltemperatur länger brauchen, um die Zieltemperatur von 150 °C zu erreichen. Genaue Zeiten sind hier schwer zu bestimmen, weil diese von vielen Faktoren abhängen, wie zum Beispiel der erreichten Zieltemperatur beim Umformen, Position der Lüfter für die Kühlung und Kontaktfläche des Stempels mit der Probe.

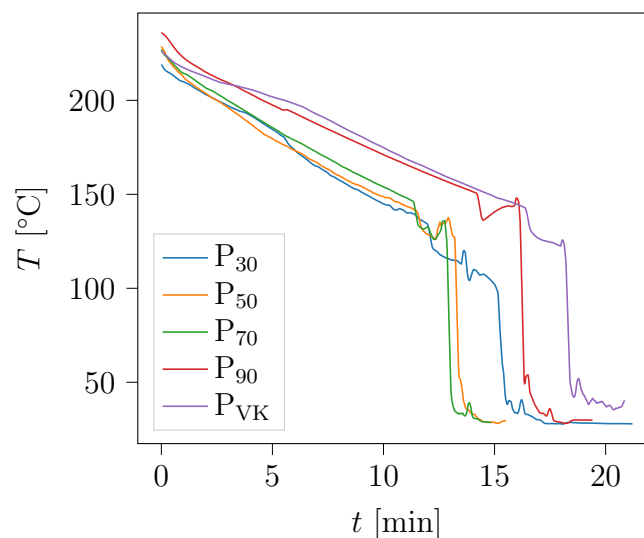


Abbildung 5.45: Temperaturen beim Abkühlen der verschiedenen Probentypen.

Neben der Heiz- und Kühlrate ist entscheidend, dass die Temperaturverteilung auf der Probe nicht zu ungleichmäßig ausgeprägt ist. Bedingt durch die aktive Heizung des Werkzeugs lässt es sich nicht vermeiden, dass die Probe im Zentrum eine niedrigere Temperatur aufweist als im Klemmbereich oder in der Nähe zum Werkzeug. Um dies zu überprüfen, wurden zu verschiedenen Zeitpunkten während des Aufheizvorgangs Aufnahmen mit einer Wärmebildkamera angefertigt. Abbildung 5.46 zeigt jeweils die Temperaturverteilung auf den Proben am Ende des Aufheizvorgangs. Abgesehen von den Artefakten, die das Thermoelement bzw. das Klebeband hinterlassen, ist die Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche positiv zu bewerten. Wie zu erwarten, zeigt sich zur Probenmitte ein Temperaturabfall, jedoch ist der Verlauf sonst relativ gleichmäßig. So zeigen sich beispielsweise kein sichtbarer Abfall der Temperatur an den Rändern der Probe oder Ungleichmäßigkeiten durch die Positionen der Heizpatronen. Zwar befindet sich die Probentemperatur am Übergang zur Klemmung im Bereich von 250°C , doch auch die Probenmitte zeigt für alle Probenformen eine Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur des Matrixpolymers. Wie zuvor in Abbildung 5.43 gezeigt, ist die Unterseite der Probe, die hier betrachtet wird, auch der kühlsste Punkt der Probe. Es ist also für alle Probenformen zu erwarten, dass vor allem das Innere der Probe nach ausreichender Aufheizzeit aufgeschmolzen ist. Diese Information ist sehr relevant, weil eine direkte Überwachung der Temperatur in der Probe während eines Versuchs nicht möglich ist. Auch die Messung in der Probenmitte auf der Ober- oder Unterseite der Probe ist nicht möglich, da von unten die Bildkorrelation gestört werden würde und sich das Thermoelement oben zwischen Probe und Stempel befände.

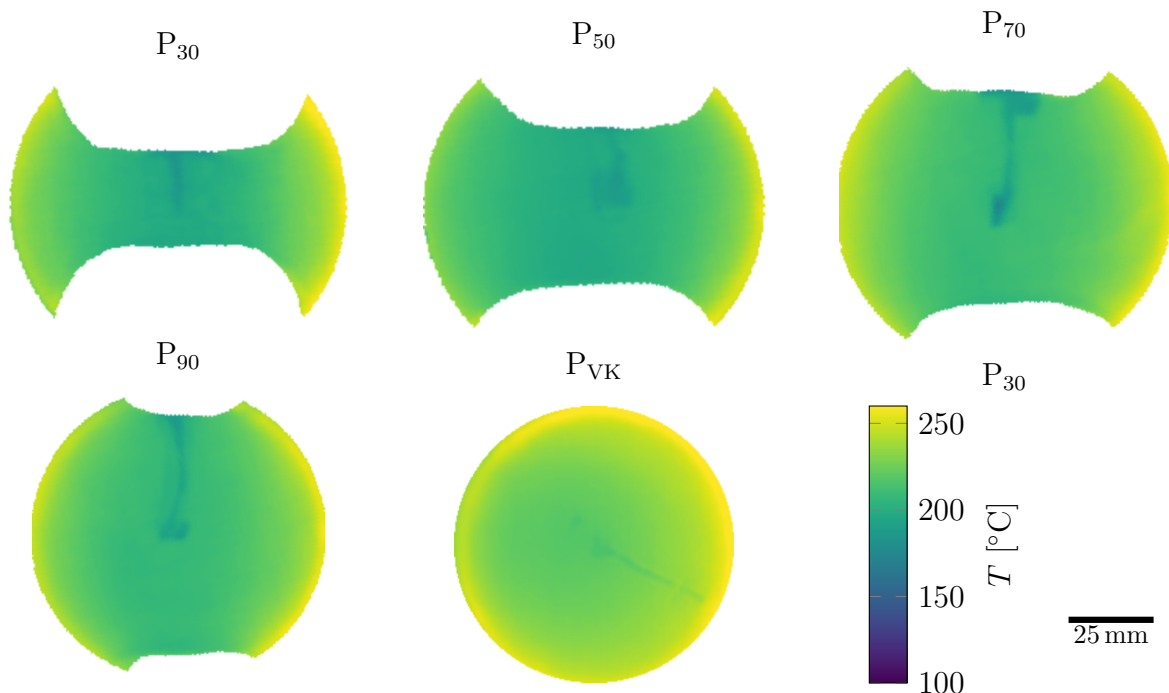


Abbildung 5.46: Wärmebilder der Proben P₃₀ nach 92 min, P₅₀ nach 99 min, P₇₀ nach 91 min, P₉₀ nach 74 min und P_{VK} nach 73 min des Aufheizens.

5.3.3 Ergebnisse aus Daten der einzelnen Überwachungssysteme

Kraft- und Wegdaten

Die aufgezeichneten Kraftdaten können zeitlich oder gegen den Traversenweg betrachtet werden. Zeitlich kann der Verlauf des Versuchs nachvollzogen werden. Dazu ist in Abbildung 5.47 beispielhaft der Kraftverlauf der Vollkreis-Probe beim letzten Umformschritt von 40 mm dargestellt. Der Verlauf ist typisch für den gewählten Versuchsablauf und somit qualitativ für alle Stufen und Proben vergleichbar.

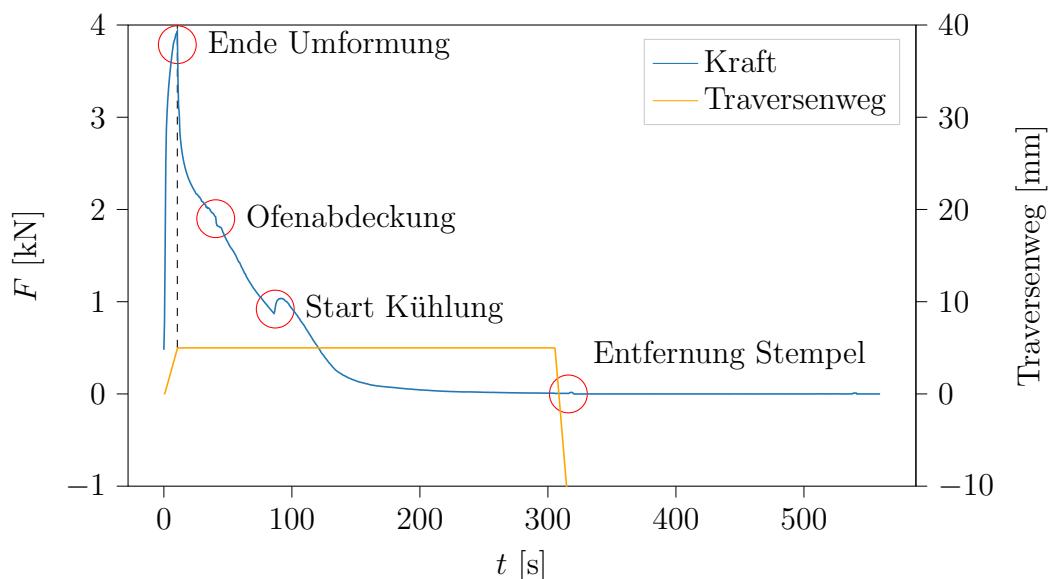


Abbildung 5.47: Beispielhafter Verlauf von Kraft und Traversenweg während eines Umformschrittes.

Zu Beginn befindet sich der Stempel an der Probenoberfläche, weshalb eine Kraft größer null zu beobachten ist. Der erste Schritt ist die Umformung, bei der der Stempel mit einer Geschwindigkeit von 30 mm/min um 5 mm nach unten in die Probe fährt. Dabei steigt die Kraft an und fällt sofort nach Erreichen der Zielposition zunächst schnell und dann etwas langsamer ab, da die Position lagegeregelt gehalten wird. Bei etwa 80 s ist ein leichter Kraftabfall zu erkennen, welcher auf das Entfernen der unteren Ofenabdeckung zurückzuführen ist, weil diese beim Anbringen zur Abdichtung an die Unterseite des Ofens angedrückt wird und somit eine Kraft auf das Werkzeug und die Kraftmessdose ausübt. Bei etwa 170 s wird die Kühlung der Probe von unten gestartet, was am leichten Kraftanstieg zu erkennen ist. Dies lässt sich dadurch begründen, dass der Stempel noch seine Position hält und die Probe durch das Abkühlen eine thermische Kontraktion erfährt, durch welche sie eine Kraft auf den Stempel ausübt. Da relativ schnell aber auch der restliche Aufbau abkühlt und thermischer Kontraktion unterliegt, sinkt die Kraft kurz danach weiter und geht mit der Zeit gegen null. Wird der Stempel bei etwas über 600 s komplett entfernt, kann sich auch eine mögliche Restkraft lösen und die Probe ist entlastet.

Um den Belastungsprozess zu untersuchen, bietet es sich an, den Kraftverlauf gegen den Traversenweg zu betrachten. Diese Verläufe sind in Abbildung 5.48 für alle Proben und Stufen dargestellt.

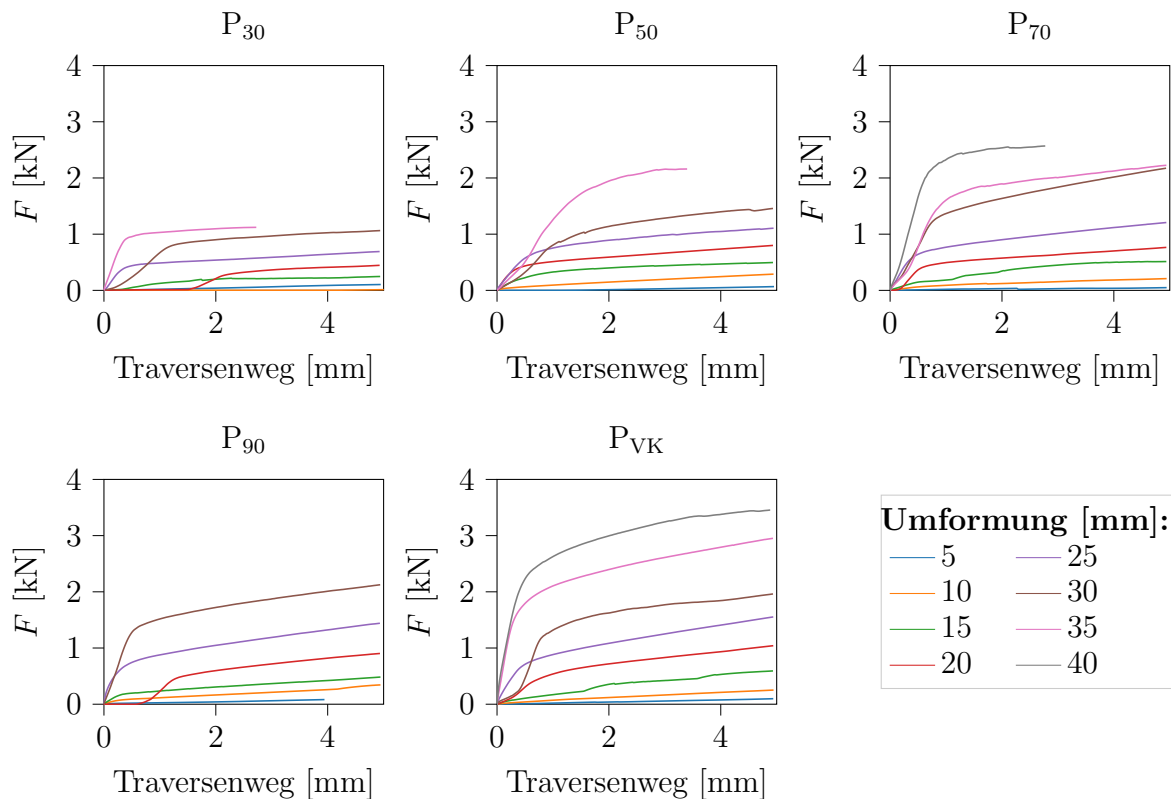


Abbildung 5.48: Verlauf von Kraft gegen Traversenweg für alle Proben und Stufen.

Die Kraftverläufe zeigen vor allem für die höheren Stufen der Umformung zunächst einen linearen elastischen Bereich, gefolgt von einem Bereich der plastischen Deformation, der am Abflachen der Kurve erkennbar ist. Das zeigt, dass der Kraftverlauf vom Aluminium dominiert wird. Von Stufe zu Stufe werden die Kräfte höher und es ist zu beobachten, dass der Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich meist in etwa bei der Kraft stattfindet, die bei der vorhergehenden Stufe maximal erreicht wurde. Das bedeutet, dass die tatsächliche Umformung in jeder Stufe nicht dem gefahrenen Weg entspricht, da die Probe auch nach der plastischen Verformung noch elastische Energie gespeichert hat. Durch leichte Unterschiede im Abstand des Stempels zur Probe zu Beginn der Umformung ergibt sich teils ein leichter Versatz entlang der x -Achse, wodurch die Verläufe im linear elastischen Bereich nicht immer genau übereinstimmend verlaufen. Ist der Stempel nicht direkt in Kontakt mit der Probe, wird zunächst eine gewisse Strecke verfahren, ohne dass umgeformt wird. Für die finalen Stufen der Proben P_{30} , P_{50} und P_{50} ist aufgrund der entstandenen Risse in der Aluminiumschicht ein früherer Abbruch der Kurven zu erkennen. Insgesamt zeigt sich, dass die Unterschiede der Kräfte zwischen den Stufen meist größer sind als zwischen den verschiedenen Probentypen.

Abbildung 5.49 zeigt die in jeder Stufe erreichten Maximalkräfte für alle fünf geprüften Proben. Generell weisen zwar die Proben mit größerer Fläche eine tendenziell höhere Maximalkraft auf, jedoch ist der Unterschied abgesehen von der kleinsten Probe P_{30} deutlich geringer als der Unterschied zwischen den einzelnen Stufen der Umformung.

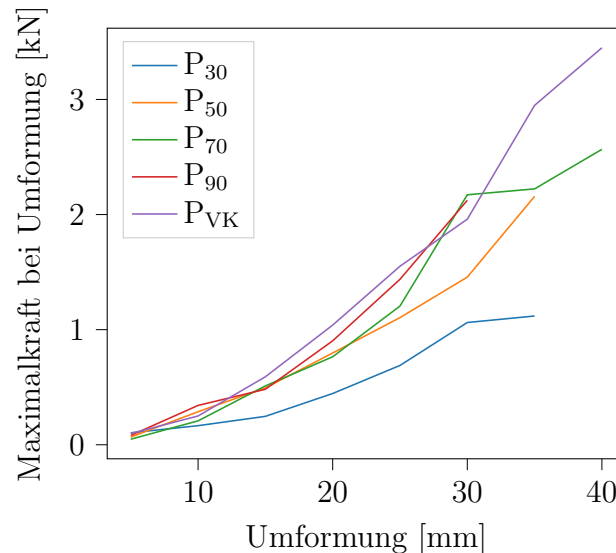


Abbildung 5.49: Darstellung der erreichten Maximalkraft der Stufe der Umformung für alle Proben.

Schallemissionsdaten

Da für die Versuche mit den Proben P_{30} , P_{70} und P_{VK} zur Kühlung nach dem Umformen Druckluft verwendet wurde, sind die Daten der Schallemissionsüberwachung nicht für eine sinnvolle Auswertung verwendbar. Durch die Druckluft entstanden zu viele dauerhafte Störsignale, welche zudem alle relevanten Signale überlagern, sodass eine Extraktion dieser nicht möglich war. Deshalb wird im Folgenden auf die Ergebnisse der Schallemissionsüberwachung bei den Proben P_{50} und P_{90} eingegangen, welche durch das Kühlen mittels Lüftern deutlich geringere Mengen an Störsignalen aufweisen.

Abbildung 5.50 zeigt die Ergebnisse der Auswertung für die Probe P_{50} . Links sind die Verläufe der kumulativen absoluten Energie aller Schallereignisse für jede Stufe der Umformung gegen die Zeit aufgetragen, rechts die detektierte Gesamtenergie und Anzahl der Schallereignisse gegen die Stufe der Umformung. Als $t = 0$ in der zeitlichen Auftragung ist dabei der Zeitpunkt der Maximalkraft definiert, also wenn die Umformung abgeschlossen ist. Für die zeitlichen Verläufe ist zu beobachten, dass die meisten Signale von relativ geringer Energie sind, aber immer wieder auch stärkere Signale mit Energien im Bereich von nJ gemessen werden. Die meisten energiereichen Signale sind etwa zwischen 60 s und 200 s zu erkennen, also in dem Zeitraum, in dem die Probe am meisten abkühlt. Aus diesem Grund ist ein Zusammenhang der größeren Schritte im Diagramm mit möglichen auftretenden Delaminationen denkbar.

Im rechten Diagramm ist zu erkennen, dass sowohl die Gesamtenergie als auch die Anzahl der Schallereignisse für die ersten drei bis vier Stufen abnimmt. Für die letzten drei bis vier Stufen sind Energie und Anzahl der Ereignisse jedoch deutlich höher.

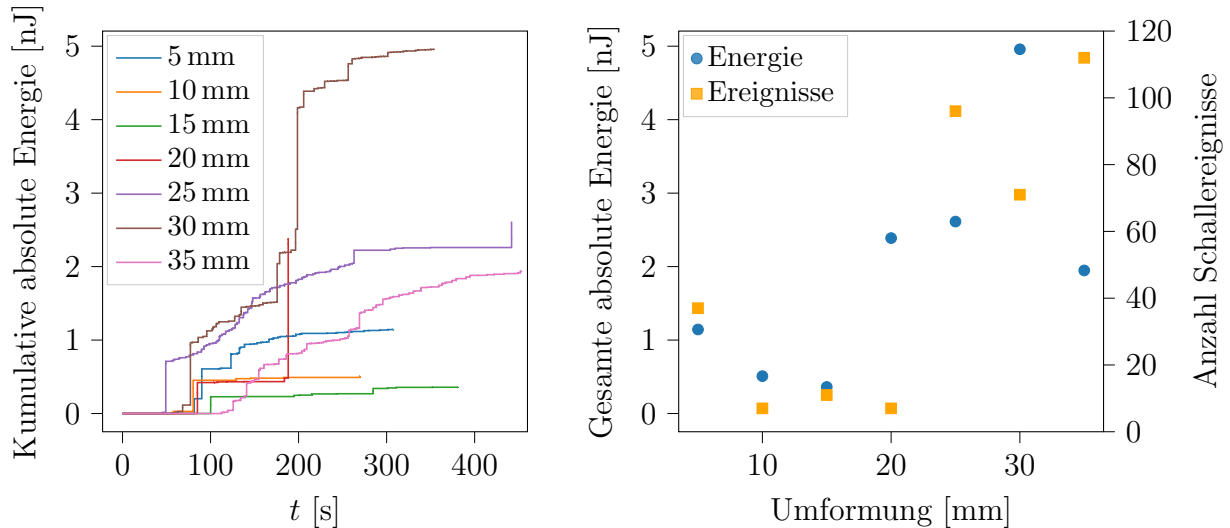


Abbildung 5.50: Verläufe der kumulativen Energie für die einzelnen Stufen und Gesamtenergie sowie Anzahl der Schallereignisse für P_{50} .

Auch für die Probe P_{90} zeigen sich im zeitlichen Verlauf in der ersten Zeit nach dem Einsetzen der Kühlung deutliche Schritte in der kumulativen Energie, die auf Delaminationen in der Probe hindeuten. Die Gesamtenergie nimmt für die ersten vier Proben kontinuierlich ab, während die Anzahl der Schallereignisse für diese Stufen relativ niedrig unter 20 bleibt. Jedoch ist auch hier vor allem die Zahl der Schallereignisse für die letzten beiden Stufen deutlich höher als zuvor.

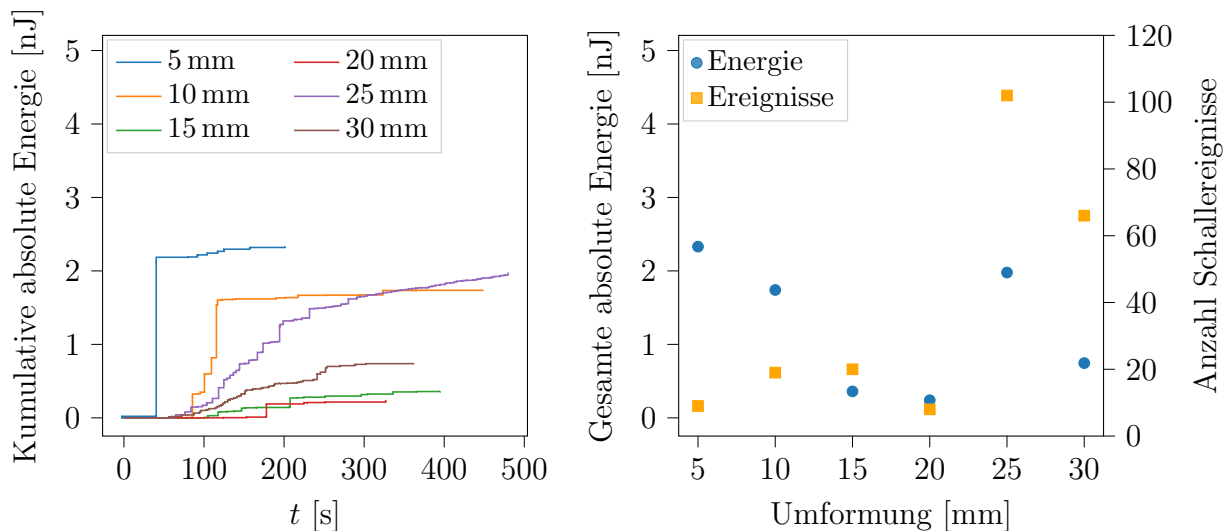


Abbildung 5.51: Verläufe der kumulativen Energie für die einzelnen Stufen und Gesamtenergie sowie Anzahl der Schallereignisse für P_{90} .

Bei beiden Proben ist auffällig, dass für die letzten drei Stufen bei P_{50} bzw. die letzten zwei Stufen bei P_{90} die Anzahl der Schallereignisse deutlich höher ausfällt, während die Gesamtenergie vergleichbar oder nur wenig höher ist als in den vorhergehenden Stufen. Dies macht sich auch in den zeitlichen Verläufen der kumulativen Energie bemerkbar, indem diese deutlich kontinuierlicher ansteigen. Möglicherweise ist die Auffälligkeit auf ein messtechnisches Problem zurückführen, da alle diese Ergebnisse von zwei Messtagen stammen und alle nicht auffälligen von den zwei Messtagen zuvor. Es ist also denkbar, dass die Auffälligkeit nicht auf Effekte im Material, sondern eine mögliche Störung im Aufbau zurückführen ist. Da die potenziellen Störsignale vor allem mit geringer absoluter Energie auftreten, können die Ergebnisse auch nur für Signale mit einer Mindestenergie betrachtet werden.

Abbildung 5.52 zeigt die Gesamtenergien und die Anzahl an Schallereignissen für die Proben P_{50} und P_{90} gegen die Stufe der Umformung. Dabei wurden für diese Darstellung nur Schallsignale mit einer absoluten Energie von mehr als 0,01 nJ berücksichtigt. Für die Probe P_{50} sinkt dadurch die Anzahl der Schallereignisse bei den auffälligen Stufen auf ein Niveau der ersten Stufen, jedoch liegt die Gesamtenergie im Vergleich immer noch deutlich höher. Für die Probe P_{90} hingegen ist nur noch für die Stufe bei 25 mm sowohl die Gesamtenergie als auch die Anzahl der Schallereignisse etwas erhöht, ansonsten folgen die Daten deutlich dem Trend, dass für stärkere Umformung weniger Schallsignale und eine geringere Gesamtenergie zu beobachten sind.

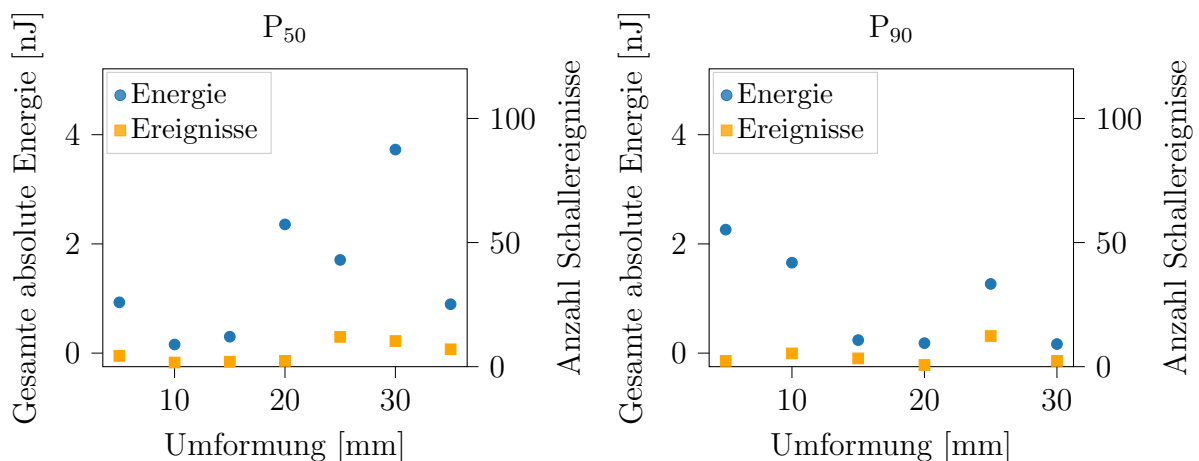


Abbildung 5.52: Darstellung der gesamten absoluten Energie und Anzahl der Schallereignisse gegen die Stufe der Umformung für die Proben P_{50} und P_{90} unter Berücksichtigung von Schallsignalen mit absoluter Energie größer als 0,01 nJ.

Bildkorrelationsdaten

Quantitative Analyse des Belastungszustands: Analog zur klassischen Bestimmung der Grenzformänderungskurve können auch die kontinuierlichen Verläufe von Haupt- und Nebenformänderung betrachtet werden, um den Belastungszustand zu analysieren. Dazu

wurde für jede Probe und jede Stufe der Umformung in einem mittigen Bereich die mittlere Haupt- und Nebenformänderung ausgewertet. Da bei jeder Probe der Endzustand einer Stufe dem Anfangszustand der nächsten Stufe entspricht, wurden die Kurven entsprechend wie in Abbildung 5.53 dargestellt aneinandergereiht.

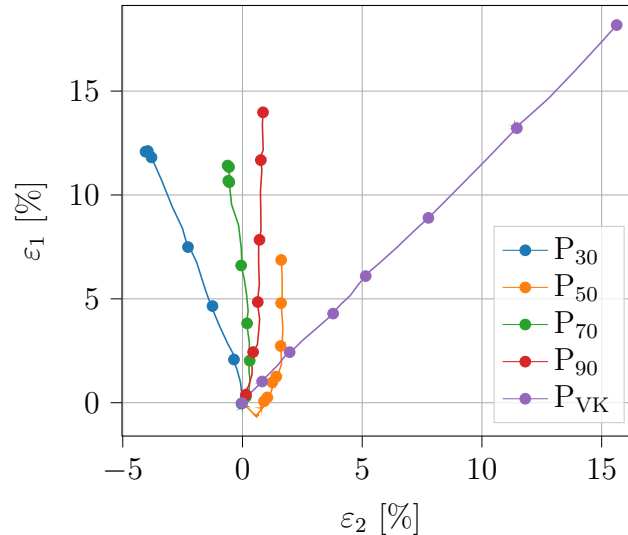


Abbildung 5.53: Darstellung der Verläufe von Haupt- und Nebenformänderung (ε_1 bzw. ε_2) für alle Proben und Stufen der Umformung.

Für die schmalste Probe P_{30} zeigt der Verlauf erwartungsgemäß in negative ε_2 - und positive ε_1 -Richtung. Es findet also eine positive Dehnung parallel zum Steg statt, während senkrecht dazu Querkontraktion auftritt. Das Verhältnis von Dehnung zu Querkontraktion liegt hier bei etwa $\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \approx -0,34$. Die erste Stufe zeigt noch eine leichte Krümmung, danach ist der Verlauf annähernd linear. Zwischen der vorletzten und letzten Stufe ist annähernd keine Änderung mehr zu beobachten, weil der Riss in der Aluminiumschicht in der vorletzten Stufe bereits kurz vor der Entstehung stand und somit in der letzten Stufe Dehnung hauptsächlich in der Nähe des Risses zu beobachten war.

Die Probe P_{50} fällt in mehreren Punkten auf, da sie sich zunächst in positive ε_2 - und dann in positive ε_1 -Richtung bewegt. Aufgrund der Stegbreite wäre jedoch ein Verlauf ähnlich zu dem von Probe P_{30} mit höherer Steigung zu erwarten. Außerdem erreicht die Probe verglichen mit den anderen Proben nur eine deutlich geringere Hauptformänderung vor dem Versagen. Beides ist vermutlich auf Probleme in der Durchführung der Versuche an dieser Probe zurückzuführen. Näheres dazu wird etwas später im Rahmen der qualitativen Beobachtungen beschrieben.

Probe P_{70} zeigt nach der ersten Stufe einen fast vertikalen Verlauf, der jedoch mit einer leichten Tendenz in negative ε_2 -Richtung ergänzt ist und somit den Erwartungen auf Basis der Probengeometrie entspricht. In der Mitte der Probe liegt also eine Mischung aus einachsiger Belastung und ebenem Dehnungszustand vor, sodass bei hoher Hauptformänderung nur eine sehr geringe, aber negative Nebenformänderung gemessen wird. Ein ähnliches

Verhalten zeigt auch Probe P_{90} , jedoch mit einem geringen positiven ε_2 -Anteil. Hier liegt somit ein Zustand zwischen ebenem Dehnungszustand und biaxialer Belastung vor. Die Vollkreis-Probe P_{VK} , für die theoretisch ein biaxialer Belastungszustand zu erwarten ist, weist durchgehend einen sehr linearen Verlauf auf, bei dem das Verhältnis mit $\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \approx 1,16$ etwas höher als der theoretische Wert von eins ist. Potenzielle Gründe hierfür sind die Walzrichtung des Aluminiums, richtungsabhängiges Gleitverhalten zwischen Probe und Stempel oder auch der Einfluss der Faserrichtung direkt unter der Aluminiumschicht. Insgesamt ist allerdings zu betonen, dass die hier ausgewerteten Ergebnisse nur für die Oberfläche der äußeren Aluminiumschicht gelten und nur begrenzt Schlüsse auf den Zustand innerhalb der Probe zulassen.

Qualitative Beobachtungen: Der große Vorteil der digitalen Bildkorrelation, vollflächig Informationen unter anderem zu Verschiebung, Dehnung und Scherung in drei Dimensionen zu liefern, ermöglicht nicht nur die quantitative Auswertung, sondern erlaubt es auch, mögliche Effekte zu erkennen und qualitativ zu beschreiben. Dazu werden im Folgenden Beispiele gezeigt, bei denen anhand der Daten der Bildkorrelation positive und negative Beobachtungen gemacht werden können. Dazu werden verschiedene Größen, wie Verschiebungen und Dehnungen, für ausgewählte Proben und Stufen dargestellt und diskutiert. Zunächst wird die **Verschiebung in z -Richtung dz** , also in der Bewegungsrichtung des Stempels betrachtet. Idealerweise ist diese in der Probenmitte am größten und nimmt radialsymmetrisch nach außen in Richtung der Einspannung hin ab. In Abbildung 5.54 sind die Verschiebungsfelder für die Probe P_{30} nach 10 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts) dargestellt. Unabhängig von der Probengeometrie zeigt sich bei beiden Proben ein Maximum in der Mitte, welches sehr gleichmäßig nach außen hin abnimmt. Das Maximum liegt mit etwas unter 5 mm leicht niedriger als der Verfahrweg des Stempels und ist unter Berücksichtigung elastischer und thermischer Effekte so zu erwarten.

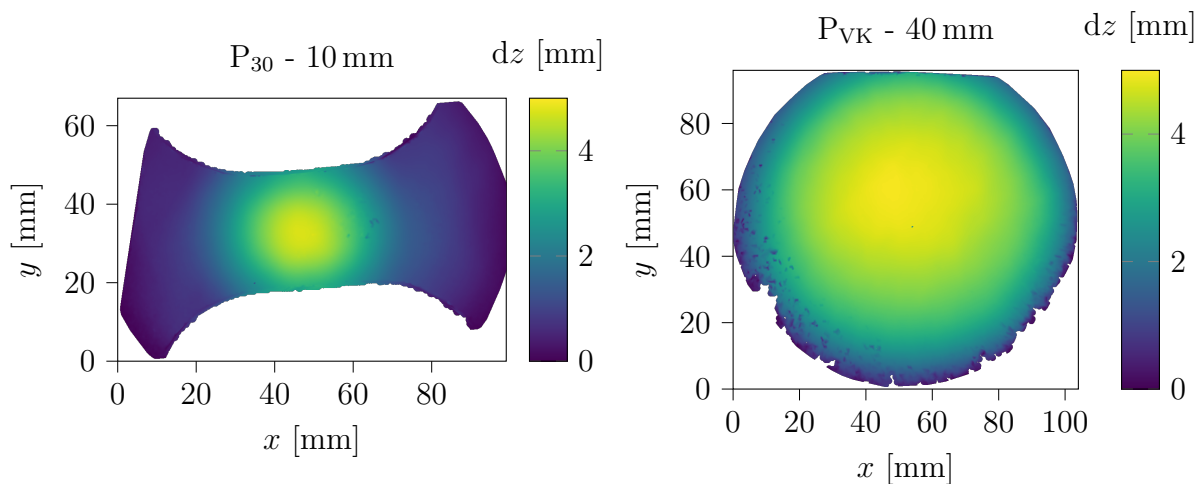


Abbildung 5.54: Darstellung der Verschiebung in z -Richtung dz für die Probe P_{30} nach 10 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts).

Andererseits kann bei manchen Proben ein deutlich weniger gleichmäßiges Verschiebungsfeld beobachtet werden. Als Beispiel sind in Abbildung 5.55 die Proben P_{90} nach 15 mm Umformung (links) und P_{VK} nach 15 mm Umformung (rechts) dargestellt.

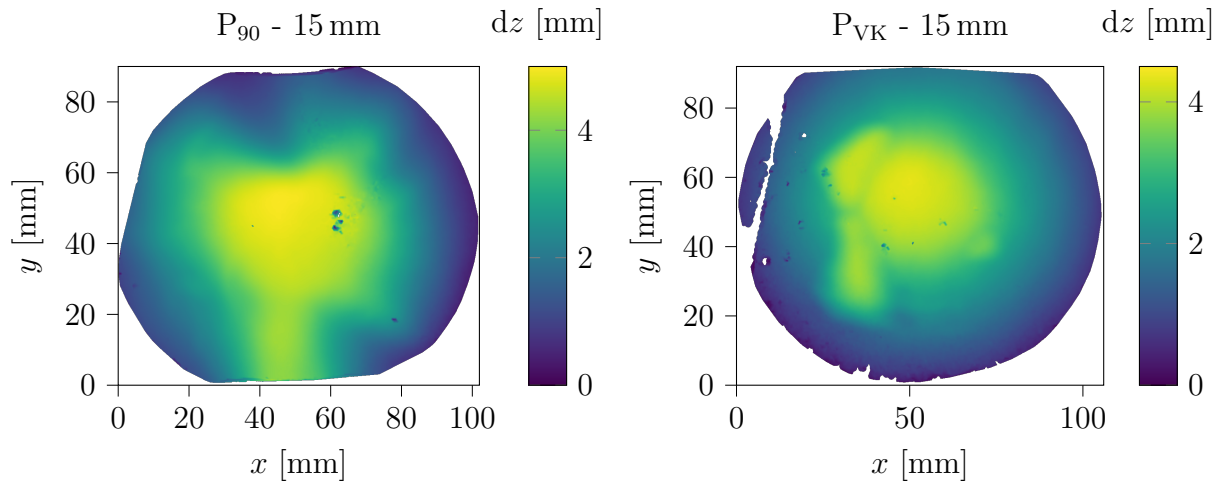


Abbildung 5.55: Darstellung der Verschiebung in z -Richtung dz für die Probe P_{90} nach 15 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 15 mm Umformung (rechts).

Bei P_{90} sind abweichend vom Idealzustand mehrere radial verlaufende Bereiche mit überhöhter z -Verschiebung zu beobachten, die vor allem in den Randbereichen des Stegs (im Bild unten) auf Verwerfungen in der Metallschicht zurückzuführen sind. Auch bei P_{VK} sind auffällige Bereiche zu erkennen, die eine erhöhte z -Verschiebung aufweisen.

Bei Betrachtung der **Verschiebung in x -Richtung dx** , also parallel zum Steg der Probe, sollte das Verschiebungsfeld in der Mitte und an den Rändern nahe der Einspannung gegen null gehen. Durch das Dehnen der Oberfläche bei der Umformung ist zu erwarten, dass von der Probenmitte ausgehend in positiver x -Richtung dx zunimmt und in negativer x -Richtung abnimmt. Abbildung 5.56 zeigt als Beispiele dx für die Proben P_{70} nach 20 mm Umformung (links) und P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts).

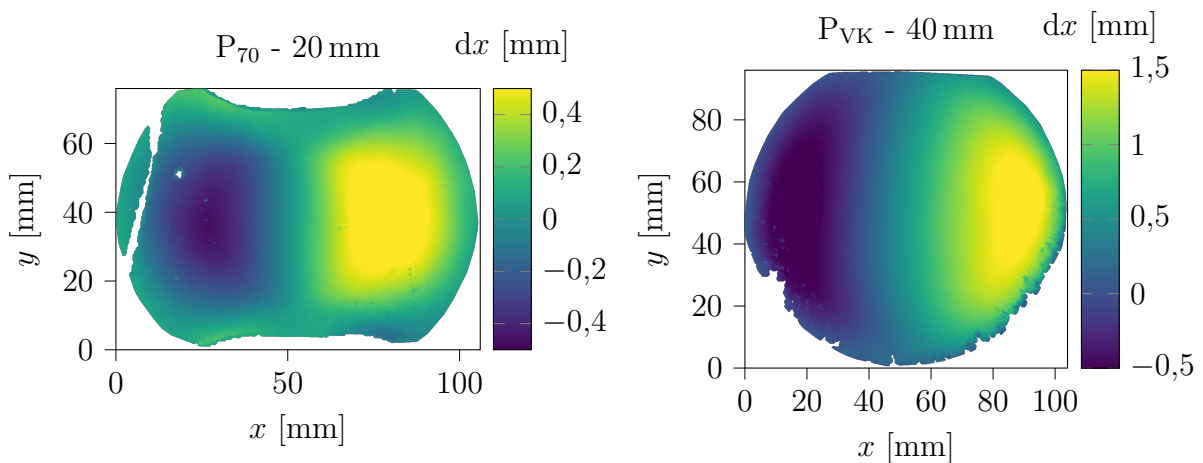


Abbildung 5.56: Darstellung der Verschiebung in x -Richtung dx für die Probe P_{70} nach 20 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts).

Beide zeigen ein gleichmäßig verteiltes Verschiebungsfeld, nur bei P_{VK} ist eine Abweichung der mittleren Verschiebung von null zu beobachten. Dies kann durch leichte Bewegungen im Versuchsaufbau gegenüber den Kameras verursacht worden sein. Im Gegensatz dazu sind bei den Proben in Abbildung 5.57 deutliche Auffälligkeiten in den Verschiebungsfeldern zu erkennen. Sowohl bei P_{90} links unten als auch bei P_{70} oben links und rechts zeigt sich, dass eine überdurchschnittliche Bewegung des Bereichs in Richtung Probenmitte stattfindet. Das kann unter anderem von einem Durchrutschen im Klemmbereich, aber auch durch Dehnungsüberhöhungen nahe dem Klemmbereich verursacht werden.

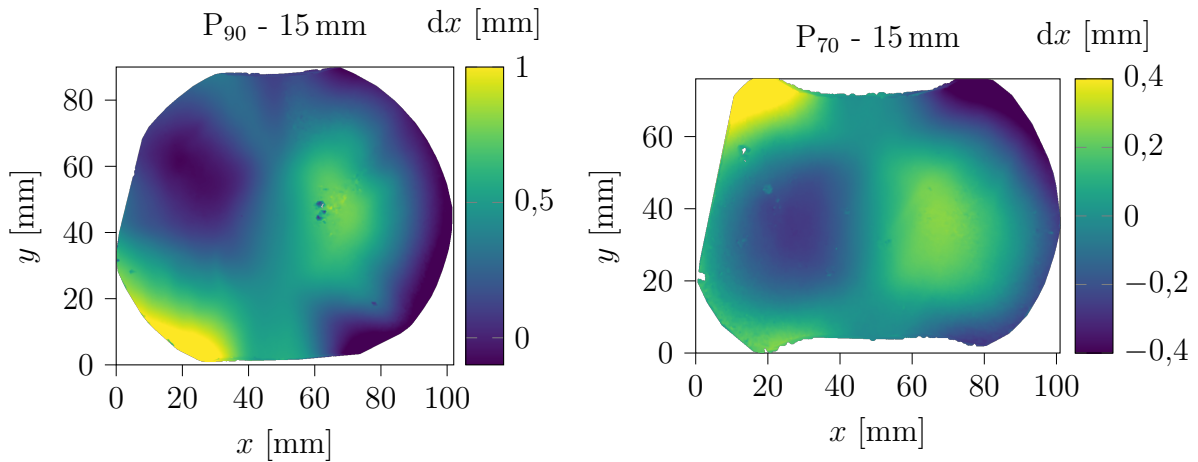


Abbildung 5.57: Darstellung der Verschiebung in x -Richtung dx für die Probe P_{90} nach 15 mm Umformung (links) und für P_{70} nach 15 mm Umformung (rechts).

Bei Betrachtung der **Hauptformänderung** ε_1 sind unabhängig von der Probengeometrie vor allem in der Probenmitte gleichmäßig positive Werte zu erwarten, wie in Abbildung 5.58 bei den Proben P_{30} nach 10 mm Umformung (links) und P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts) zu sehen. Abgesehen von lokalen Artefakten und Randeffekten zeigt sich vor allem in der Probenmitte ein relativ homogenes Dehnungsfeld.

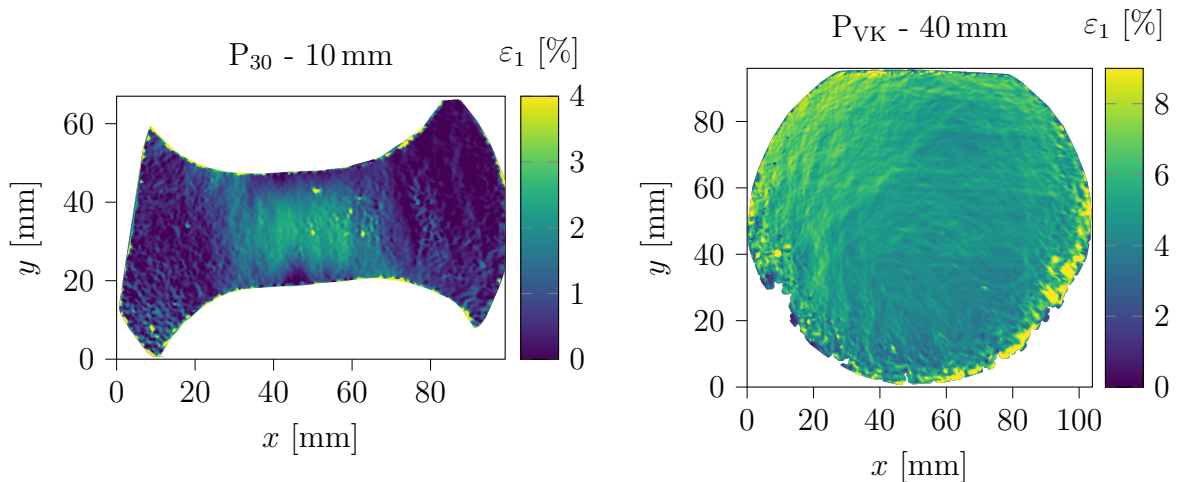


Abbildung 5.58: Darstellung der Hauptformänderung ε_1 für die Probe P_{30} nach 10 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 40 mm Umformung (rechts).

Auffälligkeiten in der Hauptformänderung können in verschiedenen Varianten auftreten. Die erste Möglichkeit sind lokale Bereiche, die in kleinerer oder auch größerer Ausdehnung gegenüber der Umgebung erhöhte Werte aufweisen. Wie in Abbildung 5.59 zu sehen, zeigt Probe P_{90} nach 25 mm Umformung im linken unteren Bereich eine deutlich höhere Hauptformänderung als im gesamten zentralen Bereich der Probe. Da dieser Effekt weder symmetrisch noch mittig auftritt, besteht die Möglichkeit, dass die Probe nicht mittig belastet wurde, oder Defekte wie Delaminationen im Inneren der Probe beim Abkühlen diese hohen Dehnungen verursacht haben. Bei Probe P_{VK} nach 10 mm Umformung tritt die erhöhte Hauptformänderung allerdings in einem deutlich kleineren Bereich auf. Da die Form und das Ausmaß des Bereichs sehr ungewöhnlich für eine Blechoberfläche ausfällt und ähnliche Bereiche mit schwächerer Ausprägung an mehreren Stellen der Probe zu erkennen sind, liegt nahe, dass dieser Effekt durch Strukturen im Inneren der Probe, wie Faserstränge, verursacht werden könnten.

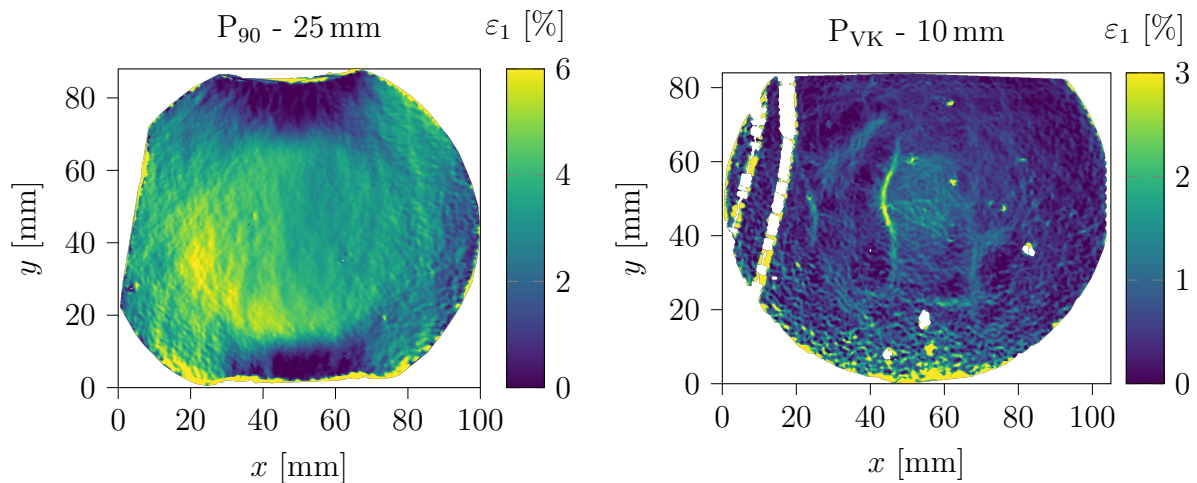


Abbildung 5.59: Darstellung der Hauptformänderung ε_1 für die Probe P_{90} nach 25 mm Umformung (links) und für P_{VK} nach 10 mm Umformung (rechts).

Deutlich einfacher zu begründen sind Bereiche mit hoher Hauptformänderung, wenn es an dieser Stelle zum Versagen der Aluminiumschicht kommt. Bei den Proben P_{30} und P_{50} kommt es zu einem Riss in der äußeren Aluminiumlage im sichtbaren Bereich, sodass hier schon vor der eigentlichen Entstehung des Risses deutlich erhöhte Dehnungen gemessen werden können. Für die Probe P_{30} ist in Abbildung 5.60 die letzte Stufe vor der eigentlichen Entstehung des Risses dargestellt. Fast über die gesamte Breite der Probe liegt an dieser Stelle die Hauptformänderung bei über 20 %. Für Probe P_{50} ist nach 35 mm Umformung der Riss bereits entstanden, jedoch noch nicht über die gesamte Breite der Probe gewachsen. Auch hier zeigt sich in den noch nicht gerissenen Bereichen zwischen der Risspitze und der oben liegenden Kante der Probe eine Hauptformänderung von über 20 %. Eine weitere Belastung der Probe hätte also nur zu einem weiteren Wachstum des Risses geführt.

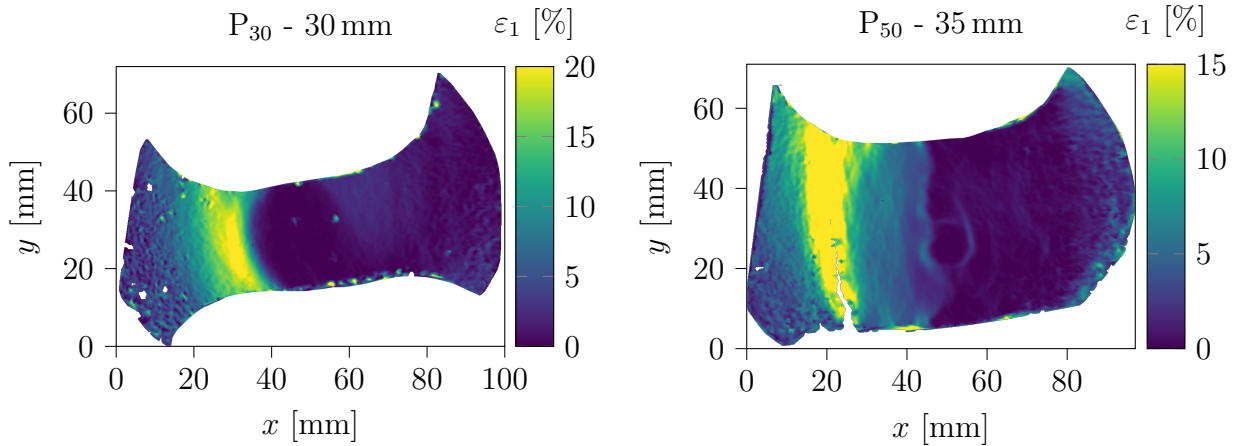


Abbildung 5.60: Darstellung der Hauptformänderung ε_1 für die Probe P_{30} nach 30 mm Umformung (links) und für P_{50} nach 35 mm Umformung (rechts).

Auffällig sind jedoch nicht nur Bereiche mit überdurchschnittlichen Werten der Hauptformänderung, sondern auch gesamte Bereiche mit so gut wie keiner Dehnung. Dies kann speziell bei diesem Versuch dann der Fall sein, wenn ein Teil der CFK-Schicht in der Mitte nicht komplett aufgeschmolzen ist. Bei einzelnen Versuchen in dieser Messreihe scheint dies basierend auf den Ergebnissen der Bildkorrelation der Fall gewesen zu sein. In Abbildung 5.61 sind als Beispiele die Hauptformänderung für die Proben P_{50} nach 20 mm Umformung (links) und P_{70} nach 40 mm Umformung (rechts) dargestellt. Zusätzlich ist darunter jeweils ein horizontales Profil abgebildet.

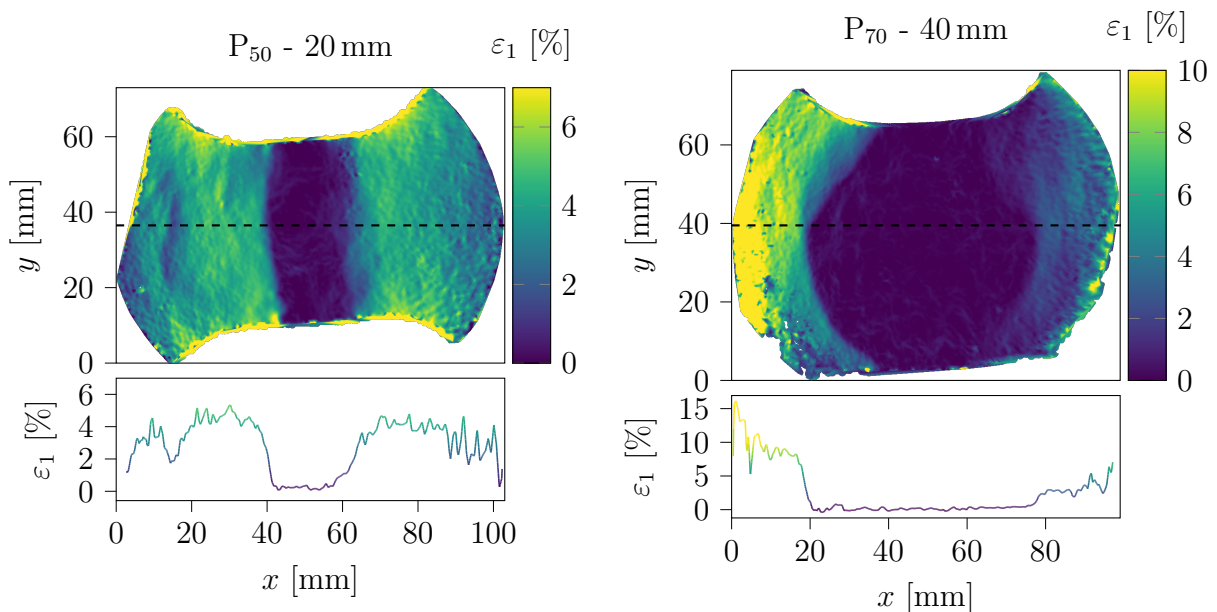


Abbildung 5.61: Darstellung der Hauptformänderung ε_1 für die Probe P_{50} nach 20 mm Umformung (links) und für P_{70} nach 40 mm Umformung (rechts).

Bei beiden Proben ist in der Mitte ein Bereich erkennbar, in dem die Hauptformänderung über einen großen Bereich nahe null liegt. Bei P_{50} ist dieser Bereich in etwa in Form eines vertikalen Streifens erkennbar, während bei P_{70} eher eine Kreisform vorliegt. Die Ausdehnung der Bereiche erstreckt sich für beide Proben über die gesamte Stegbreite und unterscheidet sich vor allem in ihrer horizontalen Breite. In der Realität ist zu erwarten, dass die Proben von außen nach innen aufschmelzen und somit liegt nahe, dass die Ränder der beschriebenen Bereiche den Schmelzfronten an der Probenunterseite entsprechen. In den abgebildeten Profilen ist deutlich zu erkennen, dass ε_1 an diesen Rändern steil absinkt und über den gesamten Bereich nahe null bleibt. Bei P_{70} zeigen sich zudem am linken Rand der Probe deutlich erhöhte Hauptformänderungen im Bereich der Einspannung. In diesem Bereich trat in der dargestellten Stufe das Versagen der äußeren Aluminiumschicht auf. Auf Basis dieser Ergebnisse lässt sich der nicht aufgeschmolzene Bereich vermutlich als Ursache für dieses Versagen identifizieren. Kann der nicht aufgeschmolzene Bereich nicht entsprechend umgeformt bzw. gedehnt werden, so werden andere Bereiche entsprechend mehr beansprucht. Diese Beobachtung konnte in verschiedener Ausdehnung bei mehreren Proben und Stufen gemacht werden. Vor allem betroffen ist P_{50} . Hier konnten Bereiche mit nahezu keiner Dehnung in allen Stufen außer der ersten gefunden werden. Bei P_{70} trat der Effekt in den Stufen mit 30 mm, 35 mm und 40 mm Umformung auf und bei P_{90} kann in der letzten Stufe mit 30 mm Umformung ein kleiner Bereich entdeckt werden. Außerdem zeigen sich bei den Proben P_{70} und P_{90} auch bei Stufen, in denen die Probenmitte aufgeschmolzen ist, Bereiche mit nahezu keiner Dehnung entlang des Stegrandes. Ob dies auf den gleichen Effekt zurückführen ist oder ob es an der Belastung der Probe liegt, lässt sich ohne Temperaturdaten aus diesem Bereich der Probe nicht definitiv nachweisen.

5.3.4 Kombination von Ergebnissen verschiedener Systeme

Kombinierte Ergebnisse von Kraft-, Weg-, Temperatur- und Schallemissionsdaten

Die Ergebnisse aus den Kraft-, Weg- und Schallemissionsdaten wurden im vorherigen Kapitel bereits einzeln dargestellt. Nun sollen diese Ergebnisse mit den Temperaturverläufen kombiniert werden. Die Daten werden dazu, wie in Kapitel 4.2.4 beschrieben, zeitlich synchronisiert und anschließend gemeinsam dargestellt. Da sinnvolle Daten für Temperatur und Schallemission nur für die Proben P_{50} und P_{90} vorliegen, sind hier die kombinierten Ergebnisse in den Abbildungen 5.62 und 5.63 dargestellt.

Durch die Kombination der Daten zeigt sich nun, dass die meisten Schallereignisse zu Beginn oder kurz nach Einsetzen der Kühlung der Probe entstehen. Vor allem energiereiche Signale sind in diesem zeitlichen Bereich zu finden. Teils entstehen auch durch Entfernen des Stempels von der Probe Signale, denn bei einigen Stufen ist direkt am Ende des Kontakts ein Anstieg in der kumulativen absoluten Energie zu beobachten.

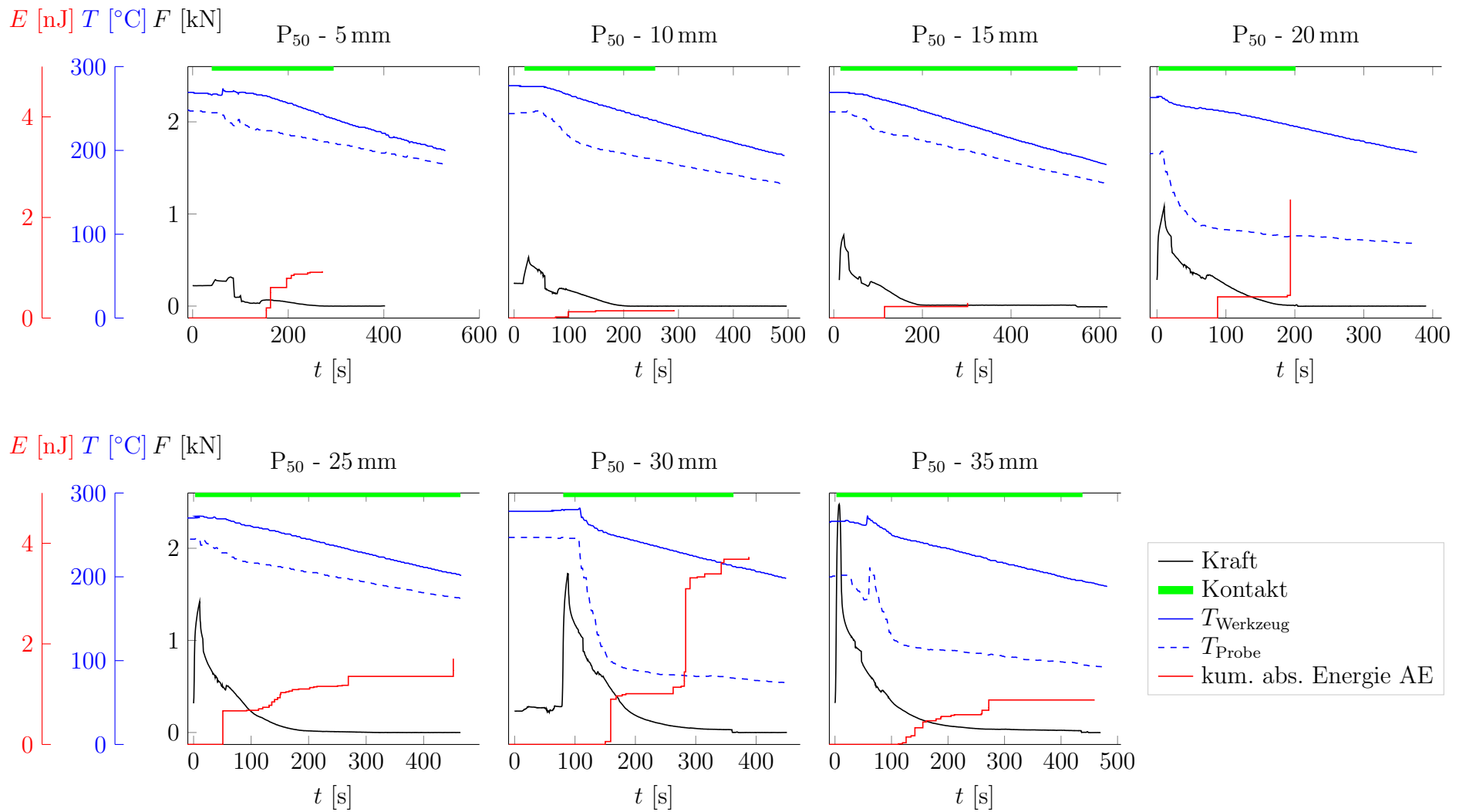


Abbildung 5.62: Darstellung der kombinierten Ergebnisse aus Kraft- und Wegdaten, Temperaturmessung und Schallemissionsanalyse für alle Stufen der Umformung für die Probe P₅₀.

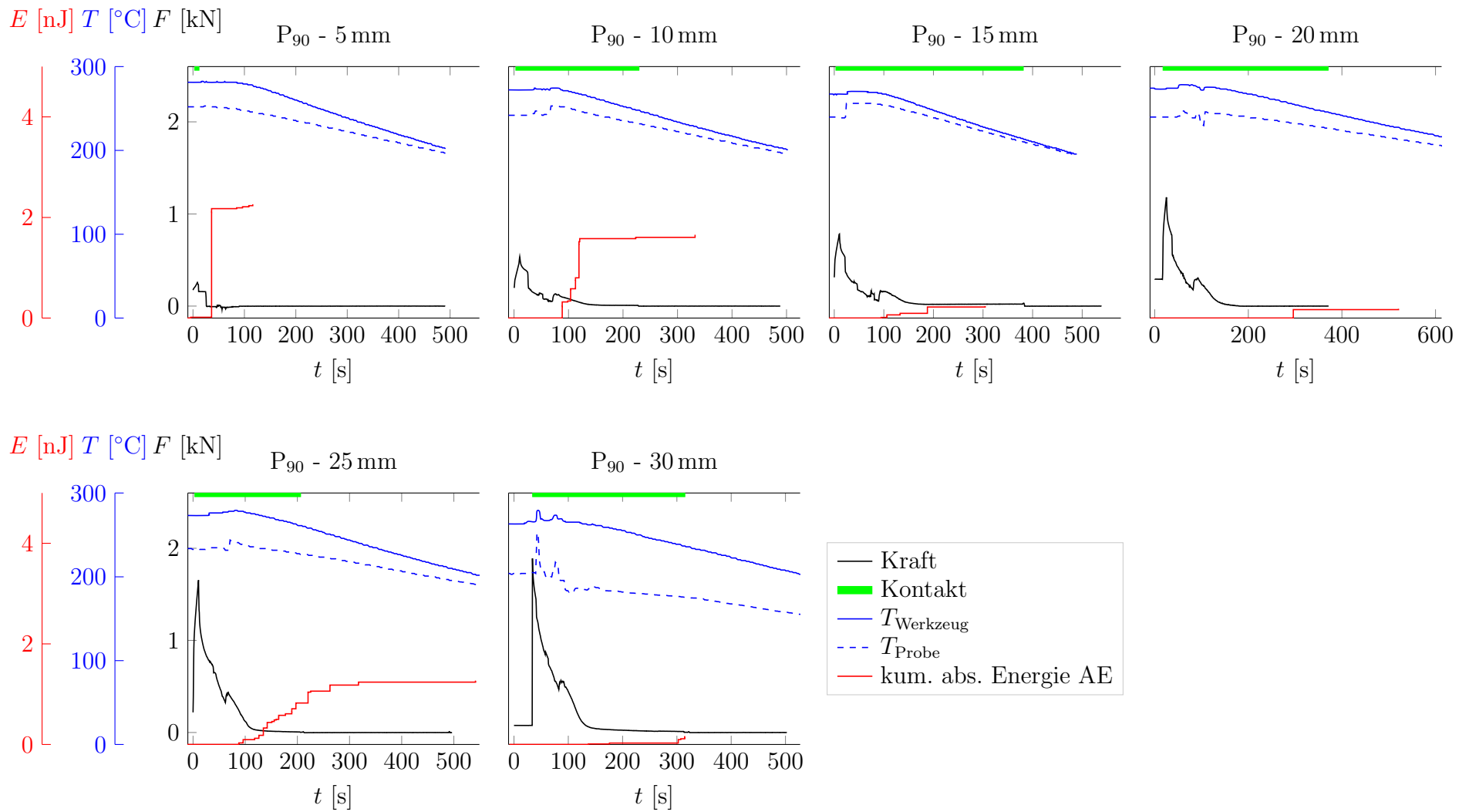


Abbildung 5.63: Darstellung der kombinierten Ergebnisse aus Kraft- und Wegdaten, Temperaturmessung und Schallemissionsanalyse für alle Stufen der Umformung für die Probe P₉₀.

Die Temperaturverläufe zeigen vor allem bei der Probe große Unterschiede. Dies ist vermutlich auf die Positionierung der Thermoelemente zurückzuführen. Das Thermoelement an der Probe wurde etwa mittig zwischen Probenmitte und Werkzeug auf der Oberseite der Probe mit Hochtemperaturklebeband befestigt. Allein durch die Temperatur im Ofen, vor allem aber durch die Umformung selbst, kann sich das Thermoelement von der Probe lösen und somit verfälschte Werte liefern. Eine nicht korrekte Probentemperatur kann dazu führen, dass der Versuch gestartet wird, bevor die Probe komplett aufgeschmolzen ist, wie unter anderem bei Probe P₅₀ geschehen.

Verbindung von zeit- und orts aufgelösten Ergebnissen

Die zuvor kombinierten Ergebnisse stammen alle von rein zeitaufgelösten Daten. Eine Zuordnung von Ereignissen ist damit zwar zeitlich möglich, jedoch nicht einem bestimmten Bereich der Probe zugeordnet werden. Die Bildkorrelation bildet eine Verbindung zwischen ort- und zeitaufgelösten Daten, da damit der gesamte Versuch zeitlich abgedeckt wird und zusätzlich auch Informationen von der gesamten Oberfläche der Probe gewonnen werden können. In diesem Fall soll es die Verbindung von Ergebnissen der Schallemissionsanalyse mit der Bildkorrelation ermöglichen, mittels Schallemission detektierte Schadensereignisse in den Daten der Bildkorrelation wiederzufinden und somit zu lokalisieren. Da vermutet wird, dass detektierte Schallereignisse vor allem durch entstehende Delaminationen im Inneren der Probe verursacht werden, ist es unwahrscheinlich, dass jedem Schallereignis eine Auffälligkeit auf der Probenoberfläche zugeordnet werden kann. Durch die Dicke der Probe und die Steifigkeit des Aluminiums an der Oberfläche resultieren Delaminationen in der Probe somit nicht unbedingt in großen Änderungen des Dehnungszustands auf der Oberfläche. Lediglich für Delaminationen, die direkt zwischen CFK und Aluminium entstehen ist ein sichtbarer Effekt zu erwarten.

Als Beispiel wird hier die Probe P₉₀ bei der Umformungsstufe von 10 mm herangezogen, weil bei diesem Versuch besonders deutliche Schadensereignisse auftraten. Abbildung 5.64 zeigt für diesen Versuch zum einen den Verlauf der kumulativen absoluten Energie der Schallereignisse und zum anderen den Verlauf der Hauptformänderung ε_1 für zwei beispielhafte Facetten. Trotz des relativ hohen Rauschens auf den Verläufen der Hauptformänderung zeigt sich, dass für beide Facetten zur selben Zeit der Wert auf knapp über null absinkt. Sowohl vor als auch nach diesem Abfall liegt im Mittel ein linearer Verlauf vor, der dadurch deutlich gebrochen wird. Im Verlauf der kumulativen Energie zeigt sich ziemlich genau zum Zeitpunkt des Abfalls ein deutlicher Anstieg durch ein Schallereignis. Damit zeigt sich eine Korrelation der Ergebnisse der beiden Messsysteme. Ob jedoch auch eine kausale Verbindung vorliegt, kann hier nicht eindeutig gezeigt werden. Auch wenn die Entstehung einer Delamination sowohl Ursache eines Schallereignisses und einem Lösen von Spannungen auf der Probenoberfläche sein kann, zeigt das Signal-zu-Rausch-Verhältnis der ε_1 -Verläufe, dass ein solcher Zusammenhang nur zufällig sein kann. Zudem

konnten zwar Facetten in direkter Nähe zueinander gefunden werden, deren Verläufe zum Zeitpunkt Schallereignisses passen, jedoch konnten keine großflächigen Einflüsse auf der Probenoberfläche ermittelt werden.

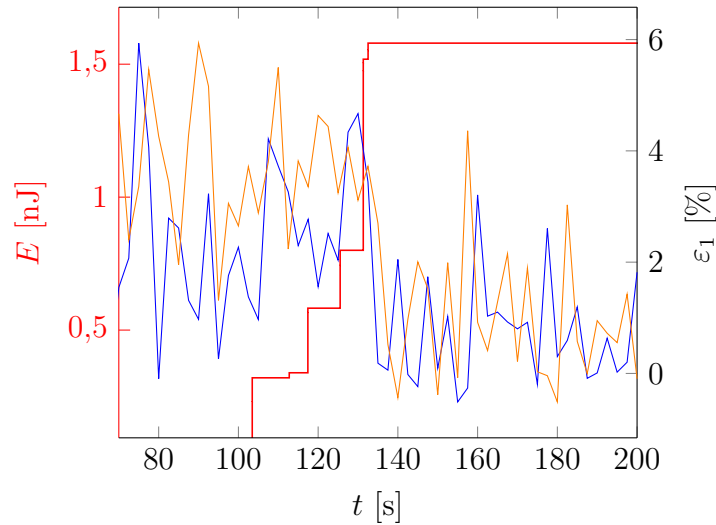


Abbildung 5.64: Zeitlicher Verlauf der kumulierten absoluten Energie aus der Schallemissionsanalyse in rot und der Hauptformänderung ε_1 für zwei beispielhafte Facetten aus der Bildkorrelation (Orange und Blau).

Korrelation von CT- und DIC-Daten

Eine Korrelation der Ergebnisse aus Bildkorrelation und Computertomografie ist besonders dahingehend von Interesse, dass mithilfe der CT zwar interne Defekte entdeckt werden können, dies aber nur ex-situ geschieht. Kann eine Verbindung zwischen DIC und CT-Daten hergestellt werden, so können interne Defekte unter Umständen aufgrund von auf der Oberfläche detektierbaren Effekten in-situ erkannt werden. Wie in Kapitel 4.2.6 beschrieben, werden in diesem Fall aus dem CT-Volumen extrahierte Delaminationen und Porositäten mit verschiedenen Größen der Bildkorrelation lokal zusammengeführt.

Als erstes Beispiel sind in Abbildung 5.65 die Ergebnisse für Probe P₃₀ nach 15 mm Umformung dargestellt. Als Hintergrund dient für die Übersicht ein Durchlichtbild der Probe. Das Dehnungsfeld in x -Richtung ε_x ist farbig dargestellt und die schwarzen bzw. grauen Strukturen zeigen die Projektion der Porositäten in der Probe. In diesem Fall ist in der Probenmitte bis auf Höhe der Radien ein relativ gleichmäßiges Dehnungsfeld mit Werten zwischen 2% und 3% zu erkennen. Zur Probeneinspannung hin geht die Dehnung deutlich zurück; und genau in diesem Übergangsbereich sind vor allem längliche Poren sichtbar, die sich entlang der Hauptbelastungsrichtung ausgerichtet haben. Es scheint somit einen Zusammenhang zwischen dem Übergang vom Bereich mit hoher und niedriger Dehnung und der Entstehung von Poren zu geben. In Bereichen nahe der Einspannung treten auch schlauchförmige Poren auf. Diese sind jedoch im Gegensatz zu den Poren im Übergangsbereich der Dehnung senkrecht zur Hauptbelastungsrichtung ausgerichtet.

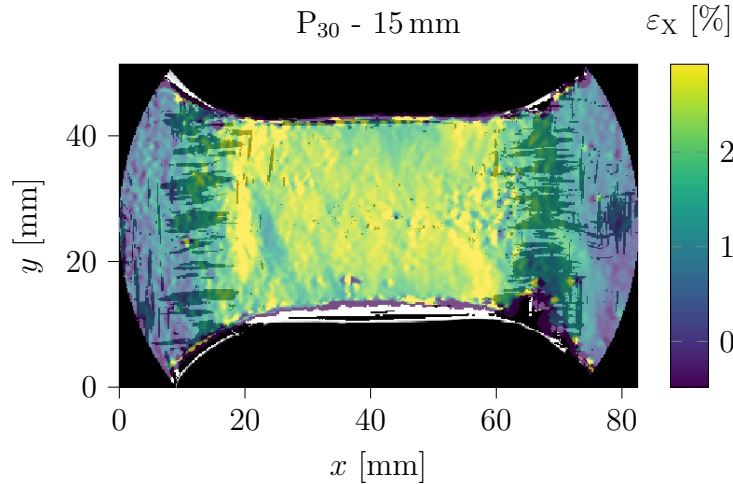


Abbildung 5.65: Zusammengeführte Darstellung der aus den CT-Daten extrahierten Defekte und des Dehnungsfelds in x -Richtung ε_x für die Probe P₃₀ nach 15 mm Umformung.

Ein weiteres Beispiel ist Probe P₅₀ nach 10 mm Umformung. In Abbildung 5.66 ist für diese Probe ebenfalls ε_x dargestellt. Hier zeigt sich, wie zuvor beschrieben, ein durch die Dehnung nahe null nicht aufgeschmolzener Bereich in der Probenmitte. Hier wird deutlich, dass sich in diesem Bereich und daneben große Delaminationen befinden. Dass auch im vermeintlich nicht aufgeschmolzenen Bereich Delaminationen vorliegen, die in der Vorstufe nicht zu erkennen waren, deutet darauf hin, dass nicht die gesamte Dicke der Probe die Schmelztemperatur erreicht hat. Abgesehen von diesem Bereich zeigt sich jedoch, dass vor allem dort besonders hohe Dehnungen auftreten, wo Schichten delaminiert sind. Verfolgt man die Form der Bereiche, in denen ε_x mit etwa 3% besonders hoch ist, so liegen an diesen Stellen auch fast überall Delaminationen vor. Lokale erhöhte Dehnungen können somit ein Hinweis für Delaminationen im Inneren der Probe sein.

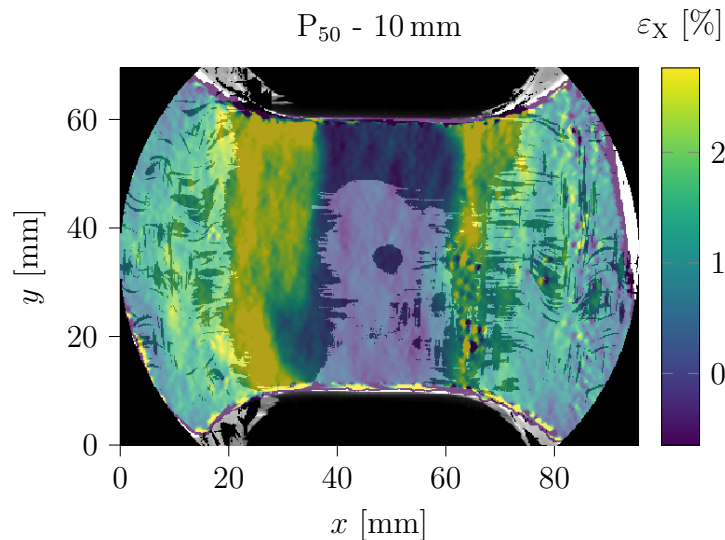


Abbildung 5.66: Zusammengeführte Darstellung der aus den CT-Daten extrahierten Defekte und des Dehnungsfelds in x -Richtung ε_x für die Probe P₅₀ nach 10 mm Umformung.

Zuvor wurden im Zuge der Ergebnisse der DIC Beispiele gezeigt, in denen sich das Verschiebungsfeld in z -Richtung d_z nicht wie zu erwarten radialsymmetrisch zeigte. Zu erkennen ist das auch bei Probe P_{90} nach 20 mm Umformung, wie in Abbildung 5.67 dargestellt. Aufgrund der Halbkugelform des Stempels ist zu erwarten, dass sich für konstante Werte von d_z Kreisformen bilden. In diesem Fall sind abweichend davon in Richtung der vier Ecken leichte Fortsätze zu erkennen, die jeweils in die Richtung von symmetrisch angeordneten Poren zeigen. Bei der Umformung scheinen somit leichte Verwerfungen auf der Oberfläche zu entstehen, wodurch sich in der Probe Poren bilden können. Diese Poren oder Delaminationen reichen in diesem Fall bis zum Rand der Probe und können durch die Verwerfungen ein vergleichsweise großes Volumen annehmen. Somit ist eine solche Asymmetrie der z -Verschiebung ein möglicher Indikator für Poren dieser Ausprägung in der Probe.

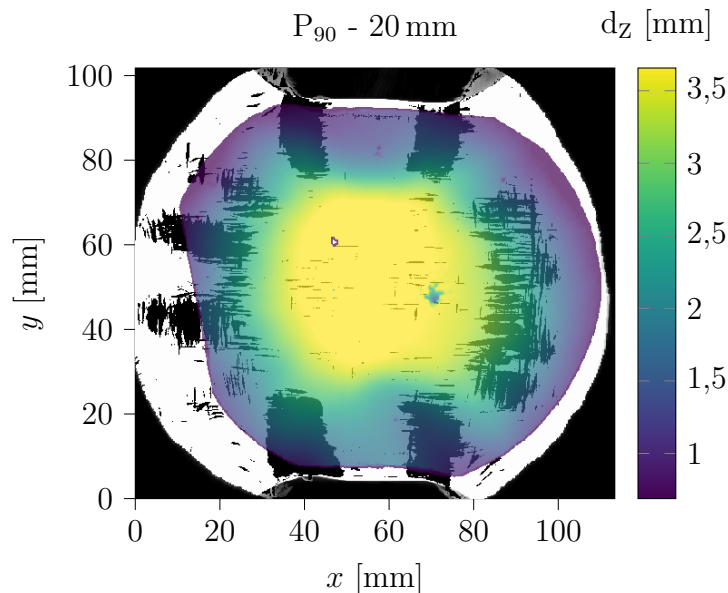


Abbildung 5.67: Zusammengeführte Darstellung der aus den CT-Daten extrahierten Defekte und des Verschiebungsfelds in z -Richtung d_z für die Probe P_{90} nach 20 mm Umformung.

Wird für dieselbe Probe statt der Verschiebung in z -Richtung d_z die Dickendehnung ε_3 betrachtet (siehe Abbildung 5.68), so zeigt sich, dass vor allem in Bereichen mit positiver Dickendehnung größere Poren entstehen können. Diese Bereiche treten vor allem in den Bereichen nahe dem Rand oder der Einspannung auf. Außerdem zeigt dieses Dehnungsfeld in der Mitte einen großen Bereich mit stark negativer Dehnung von etwa -2% . Alle größeren Poren sind um diesen Bereich angeordnet, was nahelegt, dass eine negative Dickendehnung als positives Merkmal aufgenommen werden kann, denn eine negative Dickendehnung deutet eher auf eine Komprimierung der oberflächennahen Schichten hin. Eine Entstehung von Delaminationen oder Poren ist somit nicht zu erwarten.

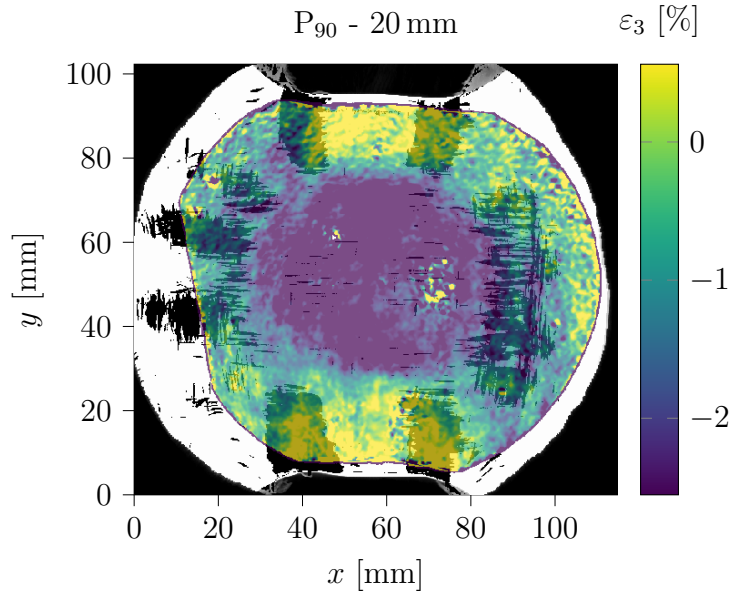


Abbildung 5.68: Zusammengeführte Darstellung der aus den CT-Daten extrahierten Defekte und der Dickendehnung ε_3 für die Probe P_{90} nach 20 mm Umformung.

Da die Vollkreisprobe durch ihre radialsymmetrische Form keinen Anhaltspunkt für eine Korrelation der Form zwischen DIC und CT bietet, ist eine direkte Zusammenführung der Daten nicht gelungen. Trotzdem können die Ergebnisse gegenübergestellt werden. Wie schon zuvor gezeigt, weist die Probe P_{VK} nach 10 mm Umformung eine auffällige Struktur in der Darstellung der Hauptformänderung ε_1 auf. In Abbildung 5.69 sind die Defekte und das Dehnungsfeld nebeneinander dargestellt. Dabei zeigt sich, dass die Poren sich stark an der bidirektionalen Faserrichtung orientieren. Damit liegt es auch nahe, dass eine solche Porosität in der Nähe der äußeren Aluminiumschicht für diese Dehnungsüberhöhung verantwortlich ist.

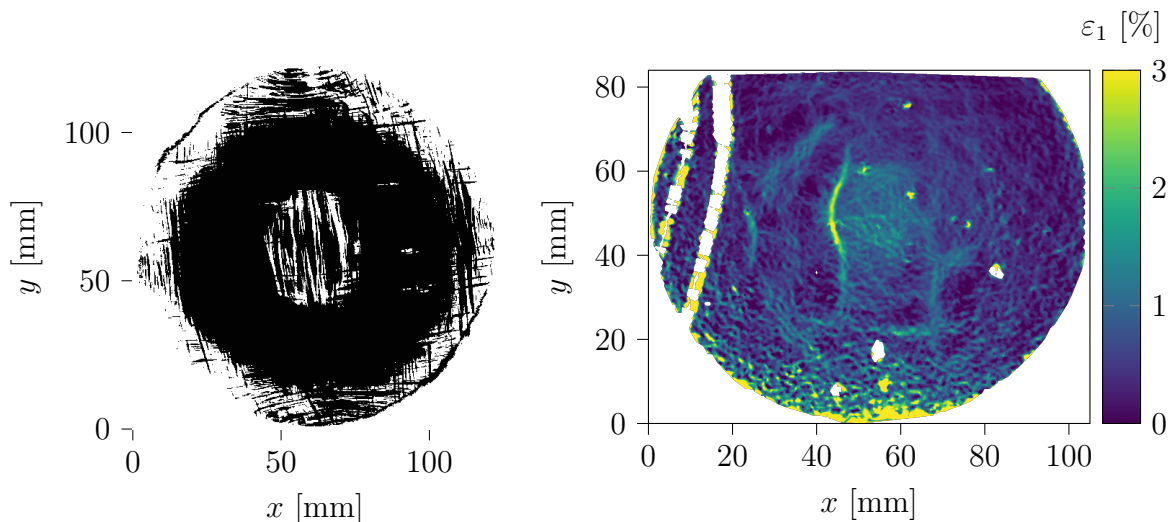


Abbildung 5.69: Aus den CT-Daten extrahierten Defekte (links) und Darstellung der Hauptformänderung ε_1 (rechts) für die Probe P_{VK} nach 10 mm Umformung.

6 Diskussion

6.1 Kontaktentwicklung

Im Zuge der Untersuchungen der Kontaktentwicklung zwischen thermoplastischem Tape aus carbonfaserverstärktem Polyamid-6 und Aluminiumblech wurde auch der Einfluss der Oberflächenstrukturen miteinbezogen. Deshalb wurde die Oberflächentopografie jedes Fügepartners quantitativ und qualitativ analysiert. Das dient zum einen dem Vergleich zwischen den verschiedenen Oberflächen, soll aber auch einen Abgleich zu Literaturwerten ermöglichen. Für das blanke Tape wurden in der relevanten Richtung quer zur Faserrichtung für typische in der Literatur verwendeten Messlängen Werte für R_a im Bereich von etwa $5\text{ }\mu\text{m}$ bis $10\text{ }\mu\text{m}$ und Werte für R_z zwischen $20\text{ }\mu\text{m}$ und $50\text{ }\mu\text{m}$ gemessen. Die von Guglhör in [92] gemessenen Oberflächenprofile an Tapes desselben Materials eines anderen Herstellers weisen leicht geringere Rauheiten für R_z im Bereich von etwa $20\text{ }\mu\text{m}$ bis $40\text{ }\mu\text{m}$ auf. Jensen et al. [175] untersuchten die Rauheiten verschiedener Tapes, wobei Werte für R_a zwischen etwa $2\text{ }\mu\text{m}$ bis $9\text{ }\mu\text{m}$ und Werte für R_z etwa zwischen $5\text{ }\mu\text{m}$ und $60\text{ }\mu\text{m}$ gemessen wurden. Die verwendete Tapeoberfläche ist somit repräsentativ und vergleichbar. Da die Verwendung des Haftvermittlers in aufgeschütteter Form auf der Tapeoberfläche in keiner vergleichbaren Studie beschrieben wird, können hierzu keine vergleichbaren Ergebnisse herangezogen werden. Im Vergleich zum blanken Tape ist die Oberflächenstruktur jedoch vor allem in Faserrichtung als deutlich grober zu bewerten. Die Struktur, die beim blanken Tape durch Erhöhungen von Fasern und Faserbündeln bestimmt ist, wird beim bepulverten Tape von der Tropfenstruktur des Haftvermittlers dominiert. Im Hinblick auf die Kontaktentwicklung kann diese Struktur im Vergleich zu einer glatteren Oberfläche Nachteile mit sich bringen, da mehr Materialfluss notwendig ist. Diese Struktur entsteht durch das Aufschmelzen und Erstarren der aufgetragenen Pulverpartikel. Somit ist die Größe der Tropfen mitunter durch die Partikelgröße des Pulvers bedingt. Für eine bessere Oberfläche mit Fokus auf die Kontaktentwicklung wäre eine möglichst glatte Schicht von Vorteil. Somit wäre eine Optimierung der Beschichtung beispielsweise durch Aufbringung des Haftvermittlers in Form einer dünnen Folie oder in flüssiger Form denkbar. Auch eine maschinelle Glättung der Oberfläche im Zuge der Herstellung könnte hier Vorteile bringen. Wie auch beim blanken Tape liegen die Rauheitswerte des verwendeten Aluminiumblechs

im Bereich von in der Literatur beschriebenen Werten [95]. Für das laserstrukturierte Blech sind direkte Vergleiche nicht zielführend, da in dieser Arbeit keine universell üblichen Parameter verwendet wurden. Allerdings erzeugten Milles et al. [98] ähnlich dimensionierte Strukturen, die in vergleichbaren Strukturhöhen von etwa $10\text{ }\mu\text{m}$ resultierten. Ebenso konnten sie neben der Hauptstruktur durch das Rastern des Lasers eine sehr ausgeprägte Mikrostrukturen im Sub-Mikrometerbereich beobachten, die sich aus kleinen Kugeln zusammensetzt. Die in dieser Arbeit erzeugte laserstrukturierte Oberfläche ist im Vergleich zu vielen in der Literatur verwendeten Strukturen eher leicht ausgeprägt, teils werden Struktur Tiefen mit bis zu $50\text{ }\mu\text{m}$ verwendet. Zudem fallen die hier verwendeten Strukturen im Vergleich zu ihrer Breite eher flach aus. Somit wird die Struktur mikroskopisch von den Tropfen der Schmelze dominiert. Da dadurch die Rauheit der Oberfläche mikroskopisch stark erhöht wird, ohne große makroskopische Abweichungen von der planen Fläche zu erzeugen, kann dies im Hinblick auf die Kontaktentwicklung durchaus von Vorteil sein. Unter der Annahme, dass die mikroskopische Rauheit die Oberflächenenergie deutlich erhöht, kann die Fließgeschwindigkeit und somit die Konsolidierung beschleunigt werden, ohne dass im Vergleich zum blanken Blech erheblich mehr Materialfluss für die Herstellung von vollständigem Kontakt notwendig ist.

Bei Betrachtung der Verläufe des D_{ic} für die verschiedenen Prozess- und Materialparameter wird diese Theorie dadurch bestärkt, dass die Konsolidierung mit dem laserstrukturierten Blech um ein Vielfaches schneller verläuft als mit dem blanken Blech. Während für nahezu vollständigen Kontakt beim blanken Blech etwa 200 s vergehen, entsteht dieser beim laserstrukturierten Blech innerhalb weniger Sekunden. Somit hat die Oberflächenstruktur einen größeren Einfluss als ein erhöhter Pressdruck. Mit einem um den Faktor fünf erhöhten Pressdruck im Vergleich zur Referenzmessreihe nimmt die Kontaktentwicklung für einen Wert nahe eins mit etwa 50 s zwar deutlich weniger Zeit in Anspruch als in der Referenzmessung, dauert jedoch immer noch deutlich länger als für die strukturierte Oberfläche mit mittlerem Pressdruck. Neben der erheblich höheren Konsolidierungsgeschwindigkeit zeigen die Proben mit strukturierter Oberfläche zudem eine deutlich geringere Streuung. Während in der Referenzmessreihe im mittleren Zeitbereich von etwa 100 s der Konsolidierungszeit absolute Unterschiede von bis zu $30\text{ }\%$ im D_{ic} auftreten, sind in der Messreihe der strukturierten Bleche bereits nach etwa 20 s keine Werte unterhalb von $90\text{ }\%$ zu beobachten. Auffällig ist zudem, dass diese Streuung in allen Messreihen mit blankem Blech vorhanden ist und sich für Konsolidierungszeiten oberhalb von etwa 50 s tendenziell zwei Äste des Verlaufs ausbilden. Während der obere Ast den bisherigen Verlauf fortsetzt und sich langsam dem Wert von $D_{ic} = 1$ nähert, stagniert der untere Ast und steigt nur langsam weiter an. Da dieser Effekt nur bei den blanken Blechen zu beobachten ist, lässt dies den Schluss zu, dass damit ein weiterer Effekt der Oberflächenstrukturierung, nämlich die verbesserte Anhaftung, beobachtet werden kann. Wie in der Literatur vielfach beschrieben, hat die unbehandelte (d. h. nur entfettete) Oberfläche von Aluminium keine gute Anhaftung an Po-

lymere. Somit können durch das relativ lange Halten der Probe auf hoher Temperatur und die darauf folgende Abkühlung die entstehenden thermischen Spannungen zu teilweisen Delaminationen führen. Die hier beschriebenen und in den ausgewerteten Daten beobachteten Effekte sind damit vermutlich nicht auf die Kontaktentwicklung selbst, sondern auf im Anschluss aufgrund zu schlechter Anhaftung entstandene Defekte zurückzuführen.

Der Einfluss der Prozesstemperatur ist vor allem in einem zeitlich verzögerten Verlauf des D_{ic} , insbesondere für kurze Konsolidierungszeiten, zu erkennen. Das ist vermutlich eher auf die durch die niedrigere Werkzeugtemperatur bedingte langsamere Heizrate zurückzuführen als auf einen tatsächlichen Unterschied in der Polymerviskosität. Gerade für längere Konsolidierungszeiten ist der Unterschied nur noch gering, eine geringere Konsolidierungsqualität ist somit nicht zu beobachten. Der Einfluss des Pressdrucks hingegen ist deutlich erkennbar. Der gegenüber der Referenzmessreihe erhöhte Pressdruck führt zu einer erheblich schnelleren Kontaktentwicklung, während der Einfluss des niedrigeren Drucks gering ausfällt und sich wenn überhaupt in einer leicht höheren Streuung bemerkbar macht. Das legt nahe, dass für Drücke unterhalb des mittleren Pressdrucks von 80 kPa der Kapillardruck gegenüber dem Pressdruck dominiert. Um das zu überprüfen, wäre der Einfluss des Pressdrucks für die strukturierten Bleche mit einer vermutlich höheren Oberflächenenergie aufschlussreich und somit eine interessante Ergänzung für diese Arbeit.

Der Vergleich der Kontaktentwicklung der hier untersuchten hybriden Lamine mit Ergebnissen für die Konsolidierung zweier PA-6-Tapes von Guglhör [92] zeigt, dass die Kontaktentwicklung mit dem strukturierten Blech sehr gut mit der zwischen zwei Tapes vergleichbar ist. Die blanken Bleche weichen dagegen mit ihrer langsameren Konsolidierung deutlich davon ab. Dabei sei jedoch auf die Unterschiede der beiden Prozesse verwiesen: Zum einen sind die hier verwendeten Drücke im Bereich von 40 kPa bis 400 kPa deutlich höher als die von Guglhör verwendeten Drücke zwischen 1 kPa und 4 kPa, zum anderen ändert der hier verwendete Haftvermittler mit seiner deutlich niedrigen Schmelztemperatur die thermophysikalischen Eigenschaften des Materialsystems. Wodurch die deutlich langsamere Kontaktentwicklung beim blanken Blech verursacht wird, lässt sich nicht eindeutig ergründen. Mögliche Ursachen sind die vergleichsweise niedrige Oberflächenenergie des blanken Blechs oder die potenziell ungünstige Oberflächenstruktur des bepulverten Tapes. Ein weiterer Diskussionspunkt in Hinblick auf die Konsolidierungszeit ist die Definition der Zieltemperatur, anhand derer die Zeit der Konsolidierung jeder einzelnen Probe bestimmt wird. Die große Verzögerung im Start der Konsolidierung bei Verwendung der Schmelztemperatur des Haftvermittlers als Zieltemperatur deutet darauf hin, dass die Kontaktentwicklung nicht sofort mit dem Beginn des Aufschmelzens des Haftvermittlers beginnt. Die DSC-Messungen zeigten, dass der Haftvermittler bei einer konstanten Heizrate von 20 K/min etwa 1,25 min benötigt, bis das Aufschmelzen abgeschlossen ist. Somit ist selbst bei der im Experiment deutlich höheren Heizrate mit einer erheblichen Dauer zu rechnen, die der Haftvermittler für das Aufschmelzen benötigt. Da die Heizrate im

Versuch jedoch nicht konstant ist und kein eindeutiger Startzeitpunkt im Verhältnis zum Aufschmelzen des Haftvermittlers definiert werden kann, ist auf Basis dieser Datenlage keine sinnvolle Festlegung einer Zieltemperatur möglich. Aus diesem Grund wurde die adaptierte Auswertung auf Basis eines empirischen Wertes vorgeschlagen. Dieser liefert zwar deutlich bessere Ergebnisse, jedoch wäre eine Auswertung basierend auf einem fundiert definierten Wert grundlegend zu bevorzugen. Die Herleitung eines solchen Wertes scheint durch Bestimmung der Heizratenabhängigkeit der Schmelzdynamik des Haftvermittlers in Verbindung mit einer numerischen Simulation des thermischen Vorgangs durchaus denkbar.

6.2 Thermoforming

Im Zuge der Thermoforming-Versuche zur Bewertung des Einflusses von Prozessparametern auf die Umformqualität von carbonfaserverstärktem PA-6 wurden mehrere quantitative und qualitative Merkmale definiert und die Parameter Pressdruck, Werkzeugtemperatur, Schließgeschwindigkeit und Umformradius variiert.

Wie bereits bei der Beschreibung des Thermoforming-Prozesses in Kapitel 2.4.2 beschrieben, ist die Geschwindigkeit für den Transport des vorgeheizten Halbzeugs sowie des Schließens des Werkzeugs von hoher Bedeutung, damit das Material zur Umformung noch heiß genug ist und noch nicht teils wieder erstarrt ist. Repräsentativ dafür steht die Variation der Verfahrensgeschwindigkeit der Prüfmaschine im Versuch. Tatsächlich zeigt die geringste Verfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min Auswirkungen auf die quantitativen und qualitativen Ergebnisse der Auswertung. Beim Betrachten der Porosität zeigen die Proben dieser Messreihe unabhängig von Werkzeugtemperatur und Pressdruck durchgehend die mit Abstand höchsten Werte. Die Probendicken dieser Messreihe liegen ebenfalls fast ausschließlich höher als vergleichbare Proben mit höherer Verfahrensgeschwindigkeit. Für die geringste Werkzeugtemperatur liegen die Dickenwerte der umgeformten Proben sogar über dem Vergleichswert im nicht umgeformten Zustand. All diese Effekte lassen auf eine im Vergleich niedrigere Probentemperatur beim Umformen schließen. Durch die langsamere Verfahrensgeschwindigkeit der oberen Werkzeughälfte vergeht mehr Zeit zwischen dem Einlegen der Probe in das Werkzeug und dem Beginn der Umformung. Da der Transport der Probe möglichst konstant gehalten wurde und der Einfluss möglicher Variationen durch die Probenstatistik vermindert wird, ist der Schluss auf die Verfahrensgeschwindigkeit als Ursache durchaus deutlich. Erhöhte Porositätswerte kommen dabei vermutlich durch die natürliche Dekonsolidierung der Probe bei Erhitzen über die Schmelztemperatur ohne Pressdruck zustande [176–178]. Ein Grund dafür ist die thermische Expansion von vorhandenen Poren, jedoch wird eine Relaxation des textilen Geleges als primäre Ursache für die Volumenzunahme und die dadurch bedingte Entstehung von Poren beschrieben [92, 176]. Ist die Probentemperatur beim anschließenden Umformen nicht mehr hoch genug,

so kann keine Rekonsolidierung durch den Pressdruck stattfinden. Die Folgen sind eine erhöhte Porosität und Probendicke im Vergleich zum Zustand vor dem Umformen. Es ist allerdings anzumerken, dass das Umformen selbst dafür keine erhebliche Rolle spielt und auch in einem identisch verlaufenden Rekonsolidierungsversuch ohne Umformung ähnliche Effekte zu beobachten wären. Auch qualitativ konnten Auswirkungen der zu geringen Probentemperatur zu Beginn der Umformung in den Schliffbildern nachgewiesen werden. Neben den höheren allgemeinen Porositätswerten zeigten sich für die Proben der langsamsten Verfahrensgeschwindigkeit auch vermehrt große Poren zwischen Lagen oder sogar Delaminationen. Begründen lässt sich das wiederum mit der für eine Rekonsolidierung zu geringen Probentemperatur. Auch der Effekt der unvollständig umgeformten Proben, bei denen der Verlauf der Oberseite an den Rändern vom Radius der restlichen Probe abweicht, ist darauf zurückzuführen. Da diese Bereiche der Probe als letztes umgeformt werden, ist die lokale Temperatur zu diesem Zeitpunkt bereits zu gering. Allerdings ist der Wärmeverlust der Probe durch Konvektion an den Ecken auch verhältnismäßig hoch, da hier das lokale Verhältnis von Oberfläche zu Volumen besonders groß ist.

Wie auch die Verfahrensgeschwindigkeit ist die Variation der Werkzeugtemperatur an den realen Prozess angelehnt. Zwar scheint nach Betrachtung der Effekte der Schließgeschwindigkeit eine höhere Temperatur des Werkzeugs hilfreich, jedoch führt diese auch zu langsamerem Abkühlen und somit einer längeren Prozesszeit. Zudem ist der Energiebedarf für das Halten des Werkzeugs auf höheren Temperaturen größer. In dieser Arbeit wurden Werkzeugtemperaturen von 50 °C, 100 °C und 150 °C betrachtet. Die Auswirkungen dieser Variation lassen sich zunächst in der Dicke der Proben beobachten. Während die mittlere Dicke bei einer Temperatur von 50 °C ohne Berücksichtigung der übrigen Parameter bei etwa 2 mm liegt, ist diese bei 100 °C bereits bei etwas über 1,8 mm. Für die höchste Temperatur von 150 °C zeigen sich für niedrigen Pressdruck zunächst wieder leicht höhere Wert, danach stellt sich jedoch eine starke Druckabhängigkeit ein und in Kombination mit dem höchsten Druck und der höchsten Verfahrensgeschwindigkeit wird mit etwa 1,6 mm die geringste Dicke erreicht. Die Werkzeugtemperatur scheint hiermit also durch die Temperaturdifferenz zur Probe unterschiedlich starke Kühlraten zu verursachen, die für höhere Temperaturen zu einer längeren Presszeit oberhalb der Schmelztemperatur führen, was sich in einer größeren Dickenabnahme gegenüber der Ursprungsdicke von 2 mm bemerkbar macht. Dafür spricht auch die Druckabhängigkeit der Dicke bei der höchsten Werkzeugtemperatur. Im Hinblick auf die Porosität erscheint der Einfluss deutlich geringer, lediglich bei Variation der Verfahrensgeschwindigkeit stellt sich eine leicht sinkende Tendenz mit erhöhter Temperatur des Werkzeugs ein. Es zeigt sich, dass schon bei der geringsten Werkzeugtemperatur von 50 °C sehr geringe Porositäten im Bereich von 0,2 % erreicht werden. Im Gegensatz zur Betrachtung der Verfahrensgeschwindigkeit, bei der die Auswirkungen auf Probendicke und Porositätsanteil in Verbindung zu stehen scheinen,

zeigt sich dieser Zusammenhang hier nicht. Das lässt darauf schließen, dass auch bei einer geringen Werkzeugtemperatur das Rekonsolidieren und somit das Verhindern von Porositäten möglich ist und dass weiteres Pressen nur zu einer verringerten Probendicke führt. Somit ist die höhere Werkzeugtemperatur diesbezüglich als nicht durchgehend positiv einzuordnen. Dieser Effekt lässt sich qualitativ in Form der Menge an seitlich aus der Probe austretendem Material beobachten. Die entlang des Kreisumfangs verlaufenden 0°-Fasern können dem Druck auf die viskose Polymerschmelze gut widerstehen, während die 90°-Fasern mit der Matrix fließen und somit seitlich herausgedrückt werden. Dabei zeigt sich, dass bei höheren Werkzeugtemperaturen in Verbindung mit hohem Druck und hoher Verfahrensgeschwindigkeit am meisten Material an den Seiten der Probe zu finden ist. Zum einen wird so die Menge an Material im Bauteil reduziert und zum anderen wird speziell die Dicke der 90°-Lagen im Laminat deutlich reduziert, wodurch folglich die Verstärkung in dieser Richtung reduziert wird und somit die mechanischen Eigenschaften des späteren Bauteils beeinflusst werden. Ein weiterer Effekt, der nachgewiesen werden konnte, ist der Einfluss auf den Radius der Proben nach dem Umformen und somit auf die Formtreue des Prozesses. Da PA-6 ein teilkristalliner Thermoplast ist, erstarrt die Struktur nicht sofort bei Unterschreiten der Schmelztemperatur. Solange sich das Material oberhalb der Glasübergangstemperatur befindet, können interne Relaxationsprozesse stattfinden. Die Temperaturprofile der Proben zeigen, dass die Proben nach dem Abkühlen unter die Schmelztemperatur noch mehrere Sekunden auf der Temperatur des Werkzeugs gehalten werden, bevor sie final abkühlen. Somit können sich die Proben bei diesen Temperaturen entspannen und an die Form des Werkzeugs anpassen. Jedoch erfahren die Proben bei der finalen Abkühlung durch die Temperaturdifferenz teils erhebliche thermische Kontraktion des Matrixpolymers. Das kann zu Verzug und internen Spannungen führen. In diesem Fall kann beobachtet werden, dass die relative Abweichung des Innen- bzw. Außenradius der Proben von den Werkzeugradien mit zunehmender Werkzeugtemperatur zunimmt und im Allgemeinen für den größeren Außenradius größer ausfällt und das unabhängig vom Umformgrad. Das legt den Schluss auf den Effekt der thermischen Kontraktion nahe und bestätigt die Folgerung, dass die Werkzeugtemperatur nur so hoch wie notwendig zu halten ist, um das Auftreten ungewünschter Effekte zu reduzieren.

Der Einfluss des Pressdrucks wird vor allem bei Betrachtung der Porositätswerte deutlich. Vor allem der Unterschied zwischen dem niedrigen Pressdruck von 125 kPa und einem mittleren mit 500 kPa wird unabhängig von Werkzeugtemperatur und Verfahrensgeschwindigkeit deutlich. Der mittlere Druck scheint somit ausreichend, aber auch notwendig für das Erreichen von niedrigen Porositäten zu sein. Ein Einfluss auf die Probendicke zeigt sich nur für die höchste Werkzeugtemperatur. Für die Probenradien scheint keinerlei Zusammenhang mit dem Pressdruck zu bestehen.

Zusätzlich wurde der Einfluss des Umformgrads durch Variation des Werkzeugradius anhand eines kleineren Parameterraums untersucht. Dabei zeigen sich bei der Porosität für den kleineren Umformradius durchwegs höhere Werte und eine stärkere Abhängigkeit vom Pressdruck. Während die Porosität mit kleinem Radius mit 500 kPa bei etwa 1,2 % und großem Radius bei etwa 0,5 % liegt, sind die Werte für den höheren Druck von 1000 kPa mit knapp über 0,5 % für den kleinen und knapp über 0,5 % für den großen Radius sehr viel ähnlicher. Bei Betrachtung der Probendicke ist auffällig, dass alle Werte des großen Radius und die Werte des kleinen Radius bei 150 °C um etwa 0,1 mm bis 0,2 mm unterhalb der Ausgangsdicke von 2 mm liegen und nur die Werte des kleinen Radius bei 100 °C etwa 2 mm entsprechen. Die Beobachtungen bei Porosität und Dicke lassen darauf schließen, dass diese Unterschiede durch den höheren Grad der Umformung bedingt sind. Da die Umformung selbst mit einer konstanten Verfahrensgeschwindigkeit durchgeführt wird, vergeht beim kleinen Radius mehr Zeit zwischen initialem Kontakt des Stempels mit der Probe und finaler Position der Umformung. Das bedingt wiederum eine stärkere Abkühlung der Probe, wodurch eine höhere Porosität aber auch ein geringerer Verlust an Probendicke zu beobachten sind. Um hier einen Rückschluss auf den reinen Einfluss des Umformgrads zu bestimmen, müsste jedoch die Umformzeit durch Adaption der Kompressionsgeschwindigkeit bei der Umformung konstant gehalten werden. Mit Blick auf die relative Abweichung der Probenradien von den Radien der Werkzeuge zeigen sich vor allem bei geringerem Druck von 500 kPa Unterschiede etwa um den Faktor zwei. Auf die absolute Abweichung zurückgerechnet sind diese wiederum unter Berücksichtigung der Standardabweichung identisch, was den Schluss auf einen Effekt durch thermische Kontraktion bestärkt. Ein qualitatives Merkmal, das sich vor allem bei Versuchen mit dem kleinen Werkzeugradius bemerkbar macht, ist das asymmetrische Gleiten der Lagen. Aufgrund des höheren Umformgrades können schon kleine Abweichungen bei der Positionierung der Probe im Werkzeug zu vermehrten Schub- anstatt Druckbelastungen führen, die ein einseitiges Abgleiten der Lagen zueinander zur Folge haben. Somit zeigt sich, dass eine genaue Positionierung des Halbzeugs bzw. der Probe gerade für höhere Umformgrade essenziell ist.

Als eine der größten Herausforderungen bei der Wahl der Parameter für einen Thermoforming-Prozess stellt sich somit eine sinnvolle Kombination aus Pressdruck und Kompressionszeit, welche durch die Zeit bis Unterschreiten der Schmelztemperatur gegeben ist, heraus. Zu langes und zu starkes Pressen des Materials führt zu Dickenverlust und Herausdrücken von Material an den Rändern der Probe. Im Gegenzug können bei nicht ausreichender Rekonsolidierung nach dem Aufheizen der Proben ohne Pressdruck nicht alle entstandenen Porositäten wieder entfernt werden. Auch im Hinblick der Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf die Umformung von Faser-Metall-Laminaten stellen diese Materialdefekte ein Problem dar, denn auch für diese Materialkombination ist beim Aufheizen ohne Pressdruck eine thermische Dekonsolidierung zu erwarten. Bei der Umformung von FML

ist somit ebenfalls ein flächiger Druck notwendig, um die Bildung von lokalen Porositäten und Delamination zu verhindern, wie sie bereits bei reinen FVK unter suboptimalen Bedingungen beobachtet werden konnten. Die metallische Außenschicht von FML kann jedoch auf Basis der Beobachtungen an FVK einen positiven Einfluss haben, da das aufgeschmolzene Polymer durch die äußere Metallage vor Konvektion oder Wärmeleitung besser geschützt ist, auch wenn das häufig verwendete Aluminium einen durchaus guten Wärmeleiter darstellt.

6.3 Nakajima-Versuch

Für die Untersuchung der Umformbarkeit von Faser-Metall-Laminaten wurde ein adaptierter Aufbau für den Versuch nach Nakajima in Zusammenarbeit mit Thum [9] entwickelt. Um das komplexe Verhalten des untersuchten hybriden Werkstoffs im Detail verfolgen zu können und den Zustand von Aufbau und Probe zu überwachen, wurden mehrere Sensorsysteme verwendet.

Eine der größten Anforderungen an den neuartigen Prüfstand ist die Umsetzung der für die Verarbeitung von PA-6 erforderlichen Prozesstemperaturen. Durch Platzierung des Aufbaus in einer Temperierkammer und durch eine zusätzliche direkte Heizung des Probenhalters mittels Heizpatronen konnten Werkzeug- und Probentemperaturen jenseits der Schmelztemperatur des PA-6 von 220 °C erreicht werden. Die Temperaturverläufe beim Heizen verschiedener Probentypen zeigen allerdings deutliche Unterschiede in der erreichbaren Maximaltemperatur. Während diese für Proben mit schmalen Stegen (vor allem P₃₀ und P₅₀) mit etwa 225 °C nur knapp über der Schmelztemperatur des Matrixpolymers liegt, erreichen Proben mit größerer Fläche (P₉₀ und P_{VK}) Temperaturen von über 250 °C. Da die dabei gemessenen Werkzeugtemperaturen sehr vergleichbar waren, lässt dieser Unterschied nur einen Einfluss der Lufttemperatur in der Temperierkammer als Ursache zu. Zwar wurde laut Temperaturregler der Temperierkammer immer der Zielwert von 250 °C erreicht, jedoch ist anders kein solch signifikanter Unterschied in den Probentemperaturen erklärbar. Die Quellen für einen möglichen Wärmeverlust wurden zwar durch eine Abdichtung der unteren und oberen Öffnungen der Temperierkammer versucht zu minimieren, jedoch ist das metallische Werkzeug selbst nicht thermisch von den Bereichen außerhalb isoliert. Somit geht über die Verlängerungen nach unten und oben zur Prüfmaschine Wärme verloren, sodass vor allem im unteren Bereich der Temperierkammer Oberflächen entstehen, die deutlich kühler sind als die Werkzeug- oder Lufttemperatur innerhalb der Temperierkammer. Eine denkbare Erklärung für die Unterschiede der Probentemperaturen ist, dass durch die sehr heiße Oberfläche des beheizten Werkzeugs eine Art Kamineffekt entsteht, der dafür sorgt, dass die am Werkzeug erhitzte Luft nach oben steigt und kühlere Luft aus dem unteren, kühleren Bereich der Temperierkammer nach oben in Richtung des Werkzeugs zieht. Da gerade die schmalen Proben eine

große Fläche zwischen ihren Rändern und dem Werkzeug frei lassen, kann es hier zu mehr Luftfluss kommen als für sehr breite Proben oder gar die Vollkreisprobe, die diese Öffnung komplett verschließt. Eine Möglichkeit diese Problematik bei zukünftigen Versuchen zu vermeiden oder zumindest abzuschwächen, wäre das Einbringen einer dünnen Folie oberhalb der Proben oder eine Abdichtung oberhalb des Probenhalters. Denkbar wäre auch eine Isolierung des beheizten Werkzeugs, was neben höheren Probertemperaturen auch geringere Wärmeverluste und somit bessere Heizraten bedeuten könnte. Auch für eine bessere Vergleichbarkeit der verschiedenen Probertypen wäre eine solche Optimierung sehr vorteilhaft, da im hier vorgestellten Zustand nur schwer konkrete Probertemperaturen eingestellt werden können. Das zwischen den Probertypen sehr unterschiedliche thermische Verhalten macht die Umsetzung einer generellen Regelung sehr schwer und somit sind die in dieser Arbeit verwendeten Temperaturen bei den Prüfungen der Proben mit relativ großen Schwankungen versehen. Das ist vor allem dahingehend problematisch, dass während der Umformung einer Probe die tatsächliche Probertemperatur nicht bestimmt werden kann. Der kritische Bereich in der Mitte der Probe kann weder von oben noch von unten mittels eines Thermoelements kontaktiert werden, da unten die Messung mittels Bildkorrelation gestört und oben Eindrücke im Material entstehen würden. Auch eine kontaktlose Messung mittels Strahlungsthermometer oder Wärmebildkamera ist bei geschlossenem Aufbau durch eine Glasscheibe nicht möglich. Somit muss prinzipiell auf Basis von bekannten Temperaturprofilen gearbeitet werden, was sich gerade bei der großen Abhängigkeit von der Probengeometrie als Herausforderung darstellt. Zusätzlich zur Optimierung der Konvektion im Inneren der Temperierkammer scheint auch eine thermische Abkopplung der Teile außerhalb für die Zukunft als sinnvoll. Die Wärme, die aus dem Aufbau durch Wärmeleitung über die Verlängerungen heraus gelangt, muss den Teilen des Aufbaus und der Prüfmaschine wieder entnommen werden, um Schäden zu verhindern. Würde dies beispielsweise durch Isolierungen an den Verschraubungen von Probenhalter und Verlängerungen verhindert oder zumindest vermindert, wäre auch weniger Heizen innerhalb des Probenhalters notwendig.

Eine der verwendeten Methoden zur Überwachung des Umformprozesses ist die Schallemissionsüberwachung. Durch die Anbringung von drei Sensoren an den unteren Streben des Werkzeugs außerhalb der Temperierkammer sollten mögliche Schallereignisse detektiert werden, die während des Umform- oder Abkühlvorgangs in der Probe entstehen. Mithilfe von vorhergehenden Versuchen wurde durch Bleistiftminenbrüche untersucht, welche Laufzeitunterschiede zwischen den Sensoren entstehen, wenn Schallsignale an verschiedenen Stellen des Aufbaus und auf einer montierten Probe erzeugt werden. Durch Auswertung dieser Messungen konnte ein Schwellwert definiert werden, der Signale ausschließt, die nicht in relevanten Bereichen entstanden sind. Bei der Verwendung der Methode im Zuge der Messreihen wurden jedoch Limitierungen in Verbindung mit dem Aufbau deutlich. Zu

starke Störquellen, wie durch die aktive Kühlung der Probe oder andere Einflüsse durch den Aufbau selbst, können die eigentlichen Signale der Probe überlagern und somit eine Auswertung deutlich erschweren. Trotzdem konnten für zwei Proben über den Verlauf der Stufen ihrer Umformung aussagekräftige Daten gewonnen werden. So zeigen sich gerade im Zeitraum der stärksten Abkühlung der Probe deutliche Sprünge in der gemessenen absoluten Energie, die auf größere Ereignisse wie Delaminationen hindeuten. Auch konnte bei der Auftragung der Zahl der Schallereignisse und der gesamten absoluten Energie über die Stufe der Umformung eine fallende Tendenz beobachtet werden, die sich mit den Beobachtungen von Thum [9] deckt. Er beschreibt für diese Proben, dass in den ersten Stufen große Defekte in Form von Poren und Delaminationen zu beobachten sind und mit zunehmendem Umformungsgrad zwar die Zahl der Defekte zunimmt, ihre Gesamtfläche aber abnimmt. Das deutet darauf hin, dass zu Beginn große Bereiche delaminieren und mit weiterer Umformung durch den zunehmend flächigen Druck durch die Dehnung der Metallschichten nur noch kleinere Porositäten bleiben. Mit der Annahme, dass kleinere Defekte auch weniger energetische Schallsignale aussenden, kann die Menge und Größe an Defekten in einem gewissen Rahmen in-situ mittels der Schallemission quantifiziert werden. Es ist allerdings zu betonen, dass eine sinnvolle Auswertung der Schallereignisse nur im Zeitraum der Abkühlung der Probe möglich war. Entweder lässt das darauf schließen, dass während der Umformung selbst keine signifikanten Signale in der Probe entstehen und dass dort zwar Signale entstehen, die aber durch die sehr viskose Polymerschmelze abgeschwächt werden, oder dass andere Signale, wie die der Prüfmaschine, potenzielle Signale überlagern. Prinzipiell ist die Anzahl der Effekte, die in der Probe im aufgeschmolzenen Zustand Schallsignale erzeugen, relativ gering. Schlagartige Delaminationen oder Matrixrisse sind durch das viskose Polymer nicht zu erwarten. Einzig Risse sind als Quelle denkbar, jedoch sind für Signale durch einen Riss im duktilen Aluminium keine hohen Schallenergien zu erwarten und auch Faserrisse, die eigentlich sehr definierte Schallsignaturen erzeugen, könnten in diesem Fall durch das umgebende viskose Polymer stark gedämpft werden. Somit ist bei Betrachtung der Ergebnisse der Schallemission ein Fokus auf den Zeitraum des Abkühlens durchaus gerechtfertigt.

Dass die Verwendung von digitaler Bildkorrelation (DIC) bei der Durchführung des Nakajima-Versuchs bereits zum Stand der Technik gehört, wurde bereits in Kapitel 2.4.3 beschrieben. Zwar sind die Möglichkeiten der Auswertung sehr breit, doch soll zunächst eine Analyse der Belastungszustände unter Betrachtung der Haupt- und Nebenformänderung durchgeführt werden. Gemessen werden die Dehnungen auf der äußeren Oberfläche der Probe, über die Dehnungen auf der Innenseite mit Kontakt zum Stempel können so keine Aussagen getroffen werden. Jedenfalls wird es im ersten Schritt zunächst immer zu einem Eindringen des Stempels in die oberen Schichten und zur Verdrängung von CFK kommen, bevor die tatsächliche Belastung auch auf der äußeren Schicht zum Tragen kommt. Im Grunde entsprechen die Richtungen der Verläufe den Erwartungen auf Basis der Theorie

und auch den Beobachtungen bei der Untersuchung des reinen Aluminiums bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen, wie von Thum [9] beschrieben. Während die Kurven für die Proben P_{VK} und P_{90} sehr ähnliche Werte für Haupt- und Nebenformänderung erreichen, so zeigt sich für die schmaleren Proben, dass die Werte hier allgemein niedriger sind. Vor allem die Werte der Hauptformänderung sind hier im Vergleich zum reinen Aluminium deutlich geringer. Beim Aluminium liegt in der Grenzformänderungskurve ein Minimum nahe dem Nullpunkt der Nebenformänderung vor, jedoch verläuft die Seite im Bereich negativer Nebenformänderung meist höher als für den Vollkreis auf der Seite positiver Nebenformänderung. In diesem Fall kann mit Ausnahme der Proben P_{50} und P_{70} jedoch ein umgekehrter Trend erkannt werden. Die maximal erreichte Hauptformänderung von P_{30} ist mit ca. 12 % am geringsten, P_{VK} erreicht mit etwa 18 % den Höchstwert und P_{90} liegt mit 14 % dazwischen. Ob diese Unterschiede auf die unterschiedlichen Probertemperaturen, unterschiedliche Beanspruchungen der Probengeometrien oder Schädigungen durch die thermischen Zyklen zurückzuführen sind, lässt sich aufgrund der Komplexität der Vorgänge nicht eindeutig festlegen. Allerdings zeigen die doch grundsätzlich vergleichbaren Belastungszustände der Hybriden mit dem monolithischen Aluminium, dass auch mit der Zwischenschicht aus aufgeschmolzenem CFK das Gesamtverhalten der Probe durch das Aluminium dominiert wird.

Der große Vorteil der DIC ist die Vielzahl an möglichen Auswertestrategien und ihre hohe zeitliche und örtliche Auflösung. So konnten sowohl positive als auch negative Merkmale in den Daten identifiziert werden. Bei positiven Merkmalen handelt sich meist um gleichmäßige Verschiebungs- und Dehnungsfelder. Globale und lokale Abweichungen davon weisen meist auf Auffälligkeiten im Materialverhalten hin. Da mit der DIC jedoch nur die Oberfläche der Probe analysiert wird, können Effekte im Inneren der Probe teils nur noch in geringen Änderungen der Dehnung auf der Oberfläche resultieren. Beispiele hierfür sind Bereiche, die eine besonders hohe oder niedrige Dehnung aufweisen. Hohe Dehnungswerte können dabei auf Einschnürungen im Aluminium und somit auf ein Versagen der Probe hindeuten oder durch Poren und Delaminationen zwischen Aluminium und CFK hervorgerufen werden. Im Vergleich zum Normalzustand zu niedrige Dehnungen wurden in dieser Arbeit in größeren Bereichen einzelner Proben beobachtet. Im Zuge der Ergebnisse wurde schon auf potenziell nicht aufgeschmolzene Teile der Probe hingewiesen. Da es sich bei diesen Bereichen um lokal deutlich abgegrenzte Teile der Probe handelte, deren Hauptformänderung sehr nahe null lag, muss dies tatsächlich angenommen werden. Einerseits wirft dieses Phänomen Fragen nach der Ursache auf, vor allem weil vorrangig die Probe P_{50} betroffen war, andererseits wird damit deutlich gezeigt, dass die DIC in-situ solche Rückschlüsse zulässt. Dazu muss die Probe nicht einmal über ihre gesamte Dicke nicht aufgeschmolzen sein. Durch die hohe Steifigkeit der Carbonfasern würde theoretisch schon eine dünne feste Schicht zu sichtbaren Änderungen des Dehnungsverhaltens auf der Oberfläche führen.

Zwar konnten in den reinen Ergebnissen der DIC einige Auffälligkeiten entdeckt werden, jedoch sind diese ohne weitere Informationen oder Zusammenhänge oft nicht zu begründen oder einzuordnen. Aus diesem Grund wurde eine lokale Zusammenführung der Ergebnisse aus digitaler Bildkorrelation und Röntgen-Computertomografie (CT) vorgenommen. Eine Überlagerung von aus den CT-Daten extrahierten relevanten Porositäten und verschiedenen aus den DIC-Daten berechneten Größen der Verformung können Aufschlüsse über Zusammenhänge und Gründe für Auffälligkeiten liefern. So konnte beispielsweise gezeigt werden, dass vor allem in Übergangsbereichen zwischen hoher und niedriger Dehnung vermehrt entlang der Dehnungsrichtung ausgerichtete Poren entstehen und dass kleine lokale erhöhte Dehnungswerte im Randbereich auf kleine Schlauchporen hindeuten können. Ein weiterer Effekt sind Verwerfungen, die sich bei breiteren Proben im Randbereich bilden können. Es stellte sich heraus, dass in diesen Bereichen positive Werte der Dickendehnung auf darunterliegende Poren schließen lassen. Durch lokale sehr prägnante Signaturen konnten zudem Faserondulationen in der Zwischenschicht erkannt werden. Die Kombination all dieser Informationen stellte sich als sehr wertvoll heraus und das Potenzial, hieraus geeignete Merkmale für eine in-situ-Bewertung der Umformung zu ziehen, wird als sehr hoch eingeschätzt. Die größte Herausforderung ist zum aktuellen Stand die große Menge an Daten und Informationen, die die beiden Messsysteme zur Verfügung stellen. Zwar wurde in dieser Arbeit ein zu großen Teilen automatisierter Prozess entwickelt und präsentiert, der viele Schritte der Auswertung, Aufbereitung und Korrelation der Daten übernimmt, jedoch sind selbst die Ergebnisse daraus noch so umfangreich, dass es unmöglich ist, alle Zusammenhänge in überschaubarem Aufwand zu extrahieren. Deshalb ist es naheliegend, für ein noch besseres Verständnis der Daten in Zukunft auf Methoden der automatisierten Bildverarbeitung und des maschinellen Lernens zurückzugreifen. Gerade für eine in-situ-Bewertung der Messdaten der DIC ist ein umfangreiches Tool zur Datenanalyse unerlässlich.

Ein weiterer Vorteil der DIC ist die Kombination von örtlicher und zeitlicher Auflösung der Messdaten. Einerseits wird mit Frequenzen im Bereich von Hz aufgezeichnet, andererseits können wie in diesem Fall trotzdem über die gesamte Probe Submillimeter-Auflösungen erreicht werden. Das bedeutet zwar große Datenmengen, aber auch die Möglichkeit, die Ergebnisse nicht nur mit orts aufgelösten Methoden wie der CT zusammenzuführen, sondern auch mit zeitlich aufgelösten Verfahren wie der Schallemissionsanalyse. Da eine zeitliche Synchronisation der beiden Systeme über die parallel aufgezeichneten Analogsignale einfach durchführbar ist, können mit beiden Methoden detektierte Ereignisse theoretisch einfach korreliert werden. Für das Suchen von korrelierenden Ereignissen ergeben sich prinzipiell zwei Ansätze: Suchen von Auffälligkeiten in den Daten der Bildkorrelation und Überprüfung, ob zeitgleich ein Schallemissionssignal detektiert wurde, oder Suchen nach Auffälligkeiten in den Daten der DIC zu Zeitpunkten, an denen relevante Schallsignale detektiert wurden. Aufgrund der deutlich geringeren Datenmenge auf Seite der Schallemissi-

sionsdaten wurde der zweite Ansatz gewählt. Aufgrund der doch großen Gesamtmenge an Daten und des Signal-zu-Rausch-Verhältnisses in den Daten der DIC konnten jedoch keine belastbaren Zusammenhänge gefunden werden. Wie in den Ergebnissen präsentiert, zeigten sich beispielsweise gleichzeitig zu einem Schallereignis plötzliche Dehnungsänderungen in wenigen einzelnen Facetten. Das kann zwar einerseits auf ein sehr schwaches lokales Ereignis hindeuten, andererseits jedoch auch aufgrund der hohen Zahl an Facetten ein zufälliger Zusammenhang sein. Trotzdem wird das Potenzial der Zusammenführung der Daten aus DIC und Schallemission als hoch betrachtet, jedoch kann eine Optimierung in der Messungen der Signale oder eine Korrelation der Daten über Big-Data-Ansätze durchaus hilfreich sein.

Insgesamt gelingt es den Ergebnissen aus den Nakajima-Versuchen, das Potenzial der verwendeten Überwachungs- und Analysemethoden für die Bewertung von Umformprozessen an Faser-Metall-Laminaten deutlich zu machen. Gleichzeitig wird auch klar, welche Herausforderungen dieses Materialsystem nicht nur in der Verarbeitung und Analyse mit sich bringt. Jedoch muss auch die Eignung des Nakajima-Versuchs für die Bewertung der Umformbarkeit kritisch hinterfragt werden. In diesem Fall wurden alle Proben so weit umgeformt, bis die Metallschicht versagte. Bei Betrachtung des Probeninneren wird deutlich, dass aufgrund der Delaminationen und Porositäten bei vielen Proben bereits nach der ersten Stufe der Umformung ein Abbruchkriterium erreicht wäre, wenn eine praktische Verwendbarkeit des Materials im Anschluss miteinbezogen wird. Der Umstand, dass sich Zahl und Größe dieser Defekte mit der Zahl der Umformschritte wieder verringerte, lässt jedoch den Schluss zu, dass dies auf eine nicht flächige Belastung zurückzuführen ist. Aufgrund der Halbkreisform des Stempels ist die Kontaktfläche zwischen Stempel und Probe nicht über die Stufen der Umformung konstant, sondern nimmt langsam zu. Eine denkbare Lösung für dieses Problem wäre der Wechsel auf eine unterschiedliche Stempelgeometrie, beispielsweise eine zylindrische Form nach Marciniak [120], welche in derselben Norm wie die Halbkugel-Form nach Nakajima vorgeschlagen wird [123]. Dadurch könnte von Beginn an ein flächiger Konsolidierungsdruck gewährleistet werden und somit die Entstehung so starker Delaminationen und Porositäten wie in den Versuchen dieser Arbeit verhindert werden. Zudem wäre für eine solche Adaption lediglich ein Stempel mit der neuen Form notwendig.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Faser-Metall-Lamine (FML) konnten durch ihre hervorragenden Eigenschaften Einzug in verschiedene Branchen finden. Eine Hürde für weitere Einsatzgebiete stellt dabei die Möglichkeit für eine wirtschaftliche und weitgehend automatisierte Produktion von Halbzeugen und Bauteilen dar. Zwar war die Forschung an thermoplastischen FML lange Zeit eine Nische im Vergleich zur FML auf Basis duromerer Harze, doch gerade ihr hohes Potenzial in Hinblick auf eine automatisierte Fertigung und Verarbeitung macht sie zu einer immer attraktiveren Alternative. Der schnellere Herstellungsprozess, der ohne den Schritt des Aushärtens möglich ist, und die Möglichkeit zuvor gefertigte Halbzeuge zu Bauteilen mit hohen Umformgraden weiterzuverarbeiten, sind zwei der größten Vorteile. Doch gerade weil die Forschung im Bereich der FML über Jahrzehnte stark auf duromere Systeme fokussiert war, ist der Forschungsbedarf gerade in Hinblick auf die Verarbeitung von thermoplastischen FML durchaus gegeben.

Diese Arbeit widmet sich zwei grundlegenden Schritten in der Verarbeitung von thermoplastischen FML. Das Ziel ist es, Methoden zu identifizieren und diese entsprechend experimentell, als auch auf Seiten der Datenverarbeitung so weiterzuentwickeln, dass eine Beantwortung der gestellten Forschungsfragen möglich ist. Ein wichtiger Schritt in der Herstellung von FML ist das Fügen von Metall und thermoplastischem faserverstärktem Kunststoff (FVK), in diesem Fall carbonfaserverstärktes Polyamid-6 (PA-6). Für die Kontaktentwicklung bei der Konsolidierung von thermoplastischen Tapes ist die Studienlage sehr gut und es existieren weitreichende modellhafte Beschreibungen, die alle Einflussfaktoren seitens des Materials und des Prozesses mitberücksichtigen. Dagegen sind die Details der Kontaktentwicklung zwischen thermoplastischen Tapes und Metalloberflächen bei weitem nicht so gut untersucht. Hier setzt diese Arbeit an und untersucht nicht nur, wie gut die Fügepartner in Kontakt treten, sondern auch, wie dies abhängig von äußeren Einflüssen zeitlich abläuft. Dazu wurde ein Versuchsaufbau entwickelt, der es ermöglicht, Proben unter kontrollierten Prozessparametern für sehr genau definierte Zeiträume zu konsolidieren. Als Prozessparameter werden hier Pressdruck und Werkzeugtemperatur sowie die Konsolidierungszeit berücksichtigt. Eine anschließende Untersuchung der einzelnen Proben mittels C-Scans in einem Ultraschallmikroskop verhilft in Verbindung mit einem automatisierten Datenverarbeitungsprozess dazu, für jede Probe die Konsolidie-

rungszeit und den Anteil an konsolidierter Fläche zu bestimmen. Eine Durchführung der Versuche für eine ausreichende Anzahl an verschiedenen Konsolidierungszeiten lässt somit einen Schluss auf den zeitlichen Ablauf der Kontaktentwicklung zu. Durch Variation des Pressdrucks und der Werkzeugtemperatur können zudem die Einflüsse von Prozessparametern untersucht und durch Änderung der Oberflächenvorbehandlung des Metallpartners die Auswirkungen der Oberflächenstrukturen eingeschätzt werden. Um die Ergebnisse sinnvoll einordnen zu können, wurden außerdem umfangreiche Analysen der oberflächentopografischen Eigenschaften aller verwendeten Materialien durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Kontaktentwicklung zwischen dem PA-6-Tape und einem nur entfetteten Aluminiumblech deutlich langsamer stattfindet als dies Guglhör [92] zwischen zwei PA-6-Tapes beobachten konnte. Eine Variation der Prozessparameter konnte die grundlegenden Modellvorhersagen für FVK auch für dieses Materialsystem bestätigen. Eine veränderte Oberflächenvorbehandlung in Form einer Laserstrukturierung des Aluminiums zeigte eine erhebliche Beschleunigung des Konsolidierungsprozesses, welche auf eine verbesserte Oberflächenenergie zurückgeführt wird.

Die zweite Thematik, die bei der Verarbeitung von FML von sehr großer Bedeutung ist, stellt die Umformung bzw. bei thermoplastischen FML das Thermoformen dar. Weil das Materialverhalten von FML im Vergleich zu anderen Reinmaterialien oder Faserverbundwerkstoffen sehr komplex ausfallen kann, wurden für ein grundlegendes Verständnis des Einflusses von verschiedenen Prozessparametern auf die Umformqualität von reinen FVK Voruntersuchungen durchgeführt. Diese umfassten das Umformen von Proben aus bidirektional carbonfaserverstärktem PA-6 unter möglichst prozessnahen Bedingungen, welches durch ein externes Aufheizen der Proben und anschließenden Transport in ein Umformwerkzeug mit definierter Temperatur gewährleistet wird. Variiert wurden seitens des Prozesses die Werkzeugtemperatur, der Pressdruck, die Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs sowie der Umformgrad in Form von zwei unterschiedlichen Werkzeuggraden. Um die Qualität der Umformung zu bewerten, wurden mehrere quantitative und qualitative Merkmale definiert und anhand von hochauflösenden Schlibbildern ausgewertet. Betrachtet wurden unter anderem der Porengehalt, die Probendicke und die Formtreue der Umformung. Die Ergebnisse konnten deutlich zeigen, dass die richtige Kombination von Prozessparametern von hoher Bedeutung ist, da sonst die Eigenschaften eines potenziellen Bauteils negativ beeinflusst werden können. Auch lassen die Ergebnisse Schlüsse auf Anforderungen an einen Umformprozess für hybride Materialien wie FML zu.

Um die Umformbarkeit von FML zu bewerten oder zu quantifizieren, existieren noch keine gängigen Methoden. Aus diesem Grund wurde in Zusammenarbeit mit Thum [9] ein adaptierter Aufbau des Nakajima-Versuchs entwickelt. Dieser bietet sich dafür an, weil mit diesem durch die Prüfung verschiedener Probengeometrien die Umformgrenzen für verschiedene Belastungszustände zwischen einer uniaxialen Zugbelastung und einer gleichmäßig biaxialen Beanspruchung bestimmt werden können. Für die Anwendung auf

thermoplastische FML ist jedoch eine Durchführung des Versuchs bei Temperaturen über dem Schmelzpunkt des PA-6 notwendig. Der Versuchsaufbau wurde deshalb so konzipiert, dass der Versuch in einer Temperierkammer stattfindet und der Probenhalter selbst zusätzlich aktiv beheizt werden kann. Für die in-situ- Untersuchung des Umformprozesses wurden zudem mehrere Überwachungs- bzw. Analysesysteme mit in den Aufbau integriert. Dazu zählen unter anderem digitale Bildkorrelation (DIC) und die Schallemissionsanalyse. Um über den Verlauf der Umformung auch Informationen aus dem Inneren der Probe zu erhalten, wurden die Versuche in Stufen durchgeführt und zwischen jedem Schritt der Umformung mittels Röntgen-Computertomografie (CT) untersucht. Durch die schrittweise Durchführung der Umformung konnte nicht nur der Umformvorgang selbst, sondern auch das Abkühlen der Proben überwacht und somit die Entstehung von Delaminationen detektiert werden. Die große Menge an Daten erlaubt eine Vielzahl an verschiedenen Methoden der Auswertung, sodass die Ergebnisse der einzelnen Methoden sowohl einzeln als auch in Kombination betrachtet und bewertet werden können. Von besonderer Bedeutung ist hier die lokale Zusammenführung der Daten aus DIC und CT, die es erlaubt, interne Defekte mit oberflächlichen Beobachtungen zu korrelieren, sowie die zeitliche Zusammenführung der Daten von DIC und Schallemissionsanalyse. Diese wiederum schafft die Möglichkeit, detektierten Schallereignissen lokale Beobachtungen in den DIC-Daten zuzuordnen. Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen das Potenzial, das vor allem die Kombination verschiedener Analysemethoden bringt sowie das Umformverhalten verschieden geformter Proben aus thermoplastischen FML.

Zusammenfassend konnten in dieser Arbeit Methoden für die Untersuchung der Kontaktentwicklung und des Umformverhaltens von thermoplastischen FML entwickelt werden, Strategien zum Umgang mit den produzierten Daten gezeigt und erste grundlegende Ergebnisse über die durchgeführten Untersuchungen erlangt werden. Die hier präsentierten Ergebnisse lassen jedoch auch neue Forschungsfragen zu, deren Verfolgung wissenschaftlich durchaus relevant sein kann. Im Feld der Kontaktentwicklung kann eine weitere Untersuchung des Einflusses von verschiedenen Oberflächenbehandlungen Aufschluss über den Zusammenhang mit dem zeitlichen Verlauf der Kontaktentwicklung geben. Das wiederum kann zu einem besseren Verständnis des Konsolidierungsprozesses bei FML und somit zur Optimierung der Produktion beitragen. Auch eine Untersuchung des Zusammenhangs mit mechanischen Eigenschaften der Grenzfläche wäre denkbar. Im Zuge der Umformung von FML sind ebenfalls weitere Untersuchungen sinnvoll, vor allem in Bezug auf den Zusammenhang von entstehenden Defekten im Inneren der Probe mit von außen in-situ messbaren Effekten. Eine Weiterverfolgung der Datenkorrelation zwischen digitaler Bildkorrelation und Röntgen-Computertomografie sowie Schallemissionsanalyse scheint auf Basis der Ergebnisse dieser Arbeit sehr erfolgversprechend.

Literatur

- [1] Ehrenstein, G. W., *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*. München: Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 10. Sep. 2018, 332 S.
- [2] Williams, J. C. und Starke, E. A., „Progress in structural materials for aerospace systems“, *Acta Materialia*, Jg. 51, Nr. 19, S. 5775–5799, Nov. 2003. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.08.023.
- [3] Vlot, A. und Gunnink, J. W., *Fibre Metal Laminates*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2001. DOI: 10.1007/978-94-010-0995-9.
- [4] Apmann, H., Busse, M., Du, J.-Y. und Köhnke, P., „Automated manufacture of fibre metal laminates to achieve high rate of production“, *Lightweight Design worldwide*, Jg. 10, Nr. 4, S. 28–33, Aug. 2017. DOI: 10.1007/s41777-017-0037-x.
- [5] Sherkatghanad, E., Lang, L., Liu, S. und Wang, Y., „Innovative approach to mass production of fiber metal laminate sheets“, *Materials and Manufacturing Processes*, Jg. 33, Nr. 5, S. 552–563, 4. Apr. 2018. DOI: 10.1080/10426914.2017.1364864.
- [6] Composites United e.V. „MAI CC4 HybCar“, Adresse: composites-united.com/projects/mai-cc4-hybcars/ (besucht am 12.07.2022).
- [7] Composites United e.V. „MAI CC4 Hybrid“, Adresse: composites-united.com/projects/mai-cc4-hybrid/ (besucht am 12.07.2022).
- [8] Schubert, F., Minar, N. K., Sause, M. und Monden, A., „Thermoplastic Fiber Metal Laminates for Automated Production“, *Lightweight Design worldwide*, Jg. 12, Nr. 4, S. 12–17, Sep. 2019. DOI: 10.1007/s41777-019-0031-6.
- [9] Thum, F., „In-situ-Charakterisierung der Materialeigenschaften von Metall-CFK-Hybridlaminaten“, Diss., Universität Augsburg.
- [10] Fleischer, J. und Nieschlag, J., „Introduction to CFRP-metal hybrids for lightweight structures“, *Production Engineering*, Jg. 12, Nr. 2, S. 109–111, Apr. 2018. DOI: 10.1007/s11740-018-0825-0.
- [11] Muth, M. und Weidenmann, K. A., „Three Point Bending Test on CFRP-steel Profile Hybrid Structures“, in *Proceedings: 3. Internationale Konferenz - Hybrid Materials and Structures, 18.-19. April 2018, Bremen*, 2018, S. 74–80.
- [12] Koch, S. F. et al., „Intrinsic Hybrid Composites for Lightweight Structures: New Process Chain Approaches“, *Advanced Materials Research*, Jg. 1140, S. 239–246, Aug. 2016. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1140.239.
- [13] Sinmazçelik, T., Avcu, E., Bora, M. Ö. und Çoban, O., „A Review: Fibre Metal Laminates, Background, Bonding Types and Applied Test Methods“, *Materials & Design*, Jg. 32, Nr. 7, S. 3671–3685, 2011. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.03.011.
- [14] Vasiliev, V. V. und Morozov, E. V., „Mechanics of Laminates“, in *Advanced Mechanics of Composite Materials and Structures*, Elsevier, 2018, S. 191–242. DOI: 10.1016/B978-0-08-102209-2.00003-7.
- [15] Vermeeren, C.A.J.R., „The application of carbon fibres in ARALL laminates“, Delft

-
- University of Technology, 1991.
- [16] Hamill, L., Hofmann, D. C. und Nutt, S., „Galvanic Corrosion and Mechanical Behavior of Fiber Metal Laminates of Metallic Glass and Carbon Fiber Composites,“ *Advanced Engineering Materials*, Jg. 20, Nr. 2, S. 1438–1656, Feb. 2018. DOI: 10.1002/adem.201700711.
 - [17] Reyes, G. und Kang, H., „Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber–metal laminates,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 186, Nr. 1-3, S. 284–290, Mai 2007. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.050.
 - [18] Kulkarni, R. R., Chawla, K. K., Vaidya, U. K., Koopman, M. C. und Eberhardt, A. W., „Characterization of long fiber thermoplastic/metal laminates,“ *Journal of Materials Science*, Jg. 43, Nr. 13, S. 4391–4398, Juli 2008. DOI: 10.1007/s10853-007-2437-5.
 - [19] Withey, P., „Fatigue Failure of the De Havilland Comet I,“ in *Failure Analysis Case Studies II*, Elsevier, 2001, S. 185–192. DOI: 10.1016/B978-0-08-043959-4.50018-3.
 - [20] Vermeeren, C. A. J. R., „An Historic Overview of the Development of Fibre Metal Laminates,“ *Applied Composite Materials*, Jg. 10, Nr. 4/5, S. 189–205, 2003. DOI: 10.1023/A:1025533701806.
 - [21] Vlot, A., *Glare: History of the Development of a New Aircraft Material*. Dordrecht: Kluwer Academic, 2004.
 - [22] Vlot, A. und Gunnink, J. W., *Fibre Metal Laminates: An Introduction* (Springer eBook Collection). Dordrecht: Springer Netherlands, 2001. DOI: 10.1007/978-94-010-0995-9.
 - [23] Schijve, J., Vogelesang, L. B. und Marissen, R., „Laminate of Metal Sheet Material and Threads Bonded thereto, as Well as Processes for the Manufacture thereof,“ dt. Pat. 3269541D1, 10. Apr. 1986.
 - [24] Marissen, R., „ARALL (Aramidfaserverstärkter Aluminiumschicht-Verbundwerkstoff) - Ein neuer Hybrid-Verbundwerkstoff mit besonderen Schwingfestigkeitseigenschaften,“ *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Jg. 14, Nr. 8, S. 278–283, 1983. DOI: 10.1002/mawe.19830140807.
 - [25] Vogelesang, L. B., Meyers, L. G. und van Velze, T. M., „Laminate of metal sheets and continuous filaments-reinforced thermoplastic synthetic material, as well as a process for the manufacture of such a laminate,“ US-Pat. 4992323A, 12. Feb. 1991.
 - [26] Vermeeren, C., *Around Glare: A New Aircraft Material in Context*, 1. Aufl. Springer Dordrecht, 2004.
 - [27] Botelho, E. C., Silva, R. A., Pardini, L. C. und Rezende, M. C., „A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures,“ *Materials Research*, Jg. 9, Nr. 3, S. 247–256, Sep. 2006. DOI: 10.1590/S1516-14392006000300002.
 - [28] Nestler, D. et al., „Continuous Film Stacking and Thermoforming Process for Hybrid CFRP/aluminum Laminates,“ *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 107–112, 2017. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.221.
 - [29] Nestler, D. J., *Beitrag Zum Thema Verbundwerkstoffe - Werkstoffverbunde: Status Quo Und Forschungsansätze*. Chemnitz: Universitätsverlag Chemnitz, 2014, 474 S.
 - [30] Krishnakumar, S., „Fiber Metal Laminates - The Synthesis of Metals and Composites,“ *Materials and Manufacturing Processes*, Jg. 9, Nr. 2, S. 295–354, März 1994. DOI: 10.1080/10426919408934905.
 - [31] Wu, G. und Yang, J. M., „The mechanical behavior of GLARE laminates for aircraft

- structures," *JOM*, Jg. 57, Nr. 1, S. 72–79, Jan. 2005. DOI: 10.1007/s11837-005-0067-4.
- [32] Kok, M., „Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites," *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 161, Nr. 3, S. 381–387, Apr. 2005. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.068.
- [33] Lin, C., Kao, P. und Yang, F., „Fatigue behaviour of carbon fibre-reinforced aluminium laminates," *Composites*, Jg. 22, Nr. 2, S. 135–141, März 1991. DOI: 10.1016/0010-4361(91)90672-4.
- [34] Vogelesang, L. und Vlot, A., „Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures," *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 103, Nr. 1, S. 1–5, Juni 2000. DOI: 10.1016/S0924-0136(00)00411-8.
- [35] Vlot, A., „Impact loading on fibre metal laminates," *International Journal of Impact Engineering*, Jg. 18, Nr. 3, S. 291–307, Apr. 1996. DOI: 10.1016/0734-743X(96)89050-6.
- [36] Hausmann, J., Naghipour, P. und Schulze, K., „Analytical and Numerical Residual Stress Models for Fiber Metal Laminates – Comparison and Application," *Procedia Materials Science*, Jg. 2, S. 68–73, 2013. DOI: 10.1016/j.mspro.2013.02.009.
- [37] Abouhamzeh, M., Sinke, J. und Benedictus, R., „Investigation of curing effects on distortion of fibre metal laminates," *Composite Structures*, Jg. 122, S. 546–552, Apr. 2015. DOI: 10.1016/j.compstruct.2014.12.019.
- [38] Abouhamzeh, M., Sinke, J. und Benedictus, R., „Prediction Models for Distortions and Residual Stresses in Thermoset Polymer Laminates: An Overview," *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, Jg. 3, Nr. 4, S. 87, 11. Okt. 2019. DOI: 10.3390/jmmp3040087.
- [39] Rybicka, J., Tiwari, A. und Leeke, G. A., „Technology readiness level assessment of composites recycling technologies," *Journal of Cleaner Production*, Jg. 112, S. 1001–1012, Jan. 2016. DOI: 10.1016/j.jclepro.2015.08.104.
- [40] Tempelman, E., Dalmijn, W. L. und Vlot, A., „Analyzing the methods and merits of recycling fiber metal laminates," *JOM*, Jg. 48, Nr. 4, S. 62–64, Apr. 1996. DOI: 10.1007/BF03222922.
- [41] Yang, Y. X., Zhu, G. L. und Xiao, Y. P., „Recycling of Fiber-Metal Laminates," *Advanced Materials Research*, Jg. 295–297, S. 2329–2332, Juli 2011. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.295-297.2329.
- [42] Ding, Z., Wang, H., Luo, J. und Li, N., „A review on forming technologies of fibre metal laminates," *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, Jg. 4, Nr. 1, S. 110–126, März 2021. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2020.06.006.
- [43] Hull, D. und Clyne, T. W., *An Introduction to Composite Materials* (Cambridge Solid State Science Series), 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1996, 326 S.
- [44] Rudawska, A., Danczak, I., Müller, M. und Valasek, P., „The effect of sandblasting on surface properties for adhesion," *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Jg. 70, S. 176–190, Okt. 2016. DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2016.06.010.
- [45] Mitschang, P., Velthuis, R. und Didi, M., „Induction Spot Welding of Metal/CFRPC Hybrid Joints: Induction Spot Welding of Metal/CFRPC Hybrid Joints," *Advanced Engineering Materials*, Jg. 15, Nr. 9, S. 804–813, Sep. 2013. DOI: 10.1002/adem.201200273.
- [46] Spur, G., Uhlmann, E. und Elbing, F., „Dry-ice blasting for cleaning: Process, optimization and application," *Wear*, Jg. 233–235, S. 402–411, Dez. 1999. DOI:

-
- 10.1016/S0043-1648(99)00204-5.
- [47] McPhee, W. S., „High Productivity Vacuum Blasting System,“ Florida International University, Aug. 2001.
 - [48] Echt, A., Dunn, K. H. und Mickelsen, R. L., „Automated Abrasive Blasting Equipment for Use on Steel Structures,“ *Applied Occupational and Environmental Hygiene*, Jg. 15, Nr. 10, S. 713–720, Jan. 2000. DOI: 10.1080/10473220050129310.
 - [49] Ebnesajjad, S. und Ebnesajjad, C. F., *Surface Treatment of Materials for Adhesive Bonding*, Second edition. Amsterdam: Elsevier, 2014, 341 S.
 - [50] Man, H., Chiu, K. und Guo, X., „Laser surface micro-drilling and texturing of metals for improvement of adhesion joint strength,“ *Applied Surface Science*, Jg. 256, Nr. 10, S. 3166–3169, März 2010. DOI: 10.1016/j.apsusc.2009.11.092.
 - [51] Liu, Y. et al., „An experimental study to characterize a surface treated with a novel laser surface texturing technique: Water repellency and reduced ice adhesion,“ *Surface and Coatings Technology*, Jg. 374, S. 634–644, Sep. 2019. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.06.046.
 - [52] Spadaro, C., Sunseri, C. und Dispenza, C., „Laser surface treatments for adhesion improvement of aluminium alloys structural joints,“ *Radiation Physics and Chemistry*, Jg. 76, Nr. 8-9, S. 1441–1446, Aug. 2007. DOI: 10.1016/j.radphyschem.2007.02.047.
 - [53] Ochoa-Putman, C. und Vaidya, U. K., „Mechanisms of interfacial adhesion in metal–polymer composites – Effect of chemical treatment,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 42, Nr. 8, S. 906–915, Aug. 2011. DOI: 10.1016/j.compositesa.2011.03.019.
 - [54] Leena, K., Athira, K., Bhuvaneswari, S., Suraj, S. und Rao, V. L., „Effect of surface pre-treatment on surface characteristics and adhesive bond strength of aluminium alloy,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Jg. 70, S. 265–270, Okt. 2016. DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2016.07.012.
 - [55] Ostapiuk, M., Surowska, B. und Bieniaś, J., „Interface analysis of fiber metal laminates,“ *Composite Interfaces*, Jg. 21, Nr. 4, S. 309–318, 4. Mai 2014. DOI: 10.1080/15685543.2014.854527.
 - [56] Mohamad, M. et al., „Effect of Anodizing Electrolyte for Structural Adhesives Bonding Study of Aluminium-Carbon Laminates Composites,“ *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*, Jg. 10, S. 2091–2101, 30. Dez. 2014. DOI: 10.15282/ijame.10.2014.25.0176.
 - [57] Bjørgum, A., Lapique, F., Walmsley, J. und Redford, K., „Anodising as pre-treatment for structural bonding,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Jg. 23, Nr. 5, S. 401–412, Jan. 2003. DOI: 10.1016/S0143-7496(03)00071-X.
 - [58] Zhu, W., Xiao, H., Wang, J. und Li, X., „Effect of coupling agent quantity on composite interface structure and properties of fiber metal laminates,“ *Polymer Composites*, Jg. 42, Nr. 7, S. 3195–3205, Juli 2021. DOI: 10.1002/pc.26050.
 - [59] Fedel, M., Olivier, M., Poelman, M., Deflorian, F., Rossi, S. und Druart, M.-E., „Corrosion protection properties of silane pre-treated powder coated galvanized steel,“ *Progress in Organic Coatings*, Jg. 66, Nr. 2, S. 118–128, Okt. 2009. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2009.06.011.
 - [60] Monden, A., Sause, M. G. R. und Horn, S., „Surface Modified Steel/Epoxy-Based CFRP Hybrid Laminates Under Mode I, Mode II and Mixed-Mode Load Conditions,“ 17th European Conference on Composite Materials ECCM17, München, 2016.

- [61] Park, S. Y., Choi, W. J., Choi, H. S., Kwon, H. und Kim, S. H., „Recent Trends in Surface Treatment Technologies for Airframe Adhesive Bonding Processing: A Review (1995–2008),“ *The Journal of Adhesion*, Jg. 86, Nr. 2, S. 192–221, 26. Feb. 2010. DOI: 10.1080/00218460903418345.
- [62] Benedict, A. V., „An Experimental Investigation of GLARE and Restructured Fiber Metal Laminates,“ Diss., Embry-Riddle Aeronautical University - Daytona Beach, Juni 2012.
- [63] Monden, A., „Adhäsion zwischen epoxidharzbasiertem CFK und oberflächenmodifiziertem Stahl: Grenzschichtversagen von Hybridlaminaten unter Mode I, Mode II und Mixed-Mode Belastung,“ Diss., Universität Augsburg, Juli 2016.
- [64] Monden, A. und Sause, M. G. R., „Diamond-Like Carbon (DLC) as Adhesion Promoting Interlayer in Steel / Epoxy-Based CFRP Hybrid Laminates,“ *Hybrid Materials and Structures*, Bremen: Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V., 2018.
- [65] Fang, X. F., Kloska, T. und Hajdarevic, A., „Die Concepts and formability for simultaneous forming of sheet metals and FRPs,“ *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Jg. 1238, Nr. 1, S. 012008, 1. Mai 2022. DOI: 10.1088/1757-899X/1238/1/012008.
- [66] Evonik-Industries. „Hybridbauteile mit VESTAMELT Copolyamid-Haftvermittler,“ Adresse: corporate.evonik.com/de/presse/pressemitteilungen/corporate/hybridbauteile-mit-vestamelt-copolyamid-haftvermittler-105977.html (besucht am 12.07.2022).
- [67] Uhlmann, E. et al., „Machining of Carbon and Glass Fibre Reinforced Composites,“ *Procedia CIRP*, Jg. 46, S. 63–66, 2016. DOI: 10.1016/j.procir.2016.03.197.
- [68] Giasin, K. und Ayvar-Soberanis, S., „Microstructural investigation of drilling induced damage in fibre metal laminates constituents,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 97, S. 166–178, Juni 2017. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.02.024.
- [69] Bonhin, E. P., David-Müzel, S., de Sampaio Alves, M. C., Botelho, E. C. und Ribeiro, M. V., „A review of mechanical drilling on fiber metal laminates,“ *Journal of Composite Materials*, Jg. 55, Nr. 6, S. 843–869, März 2021. DOI: 10.1177/0021998320957743.
- [70] Pahuja, R., Ramulu, M. und Hashish, M., „Abrasive Waterjet Profile Cutting of Thick Titanium/Graphite Fiber Metal Laminate,“ in *Volume 2: Advanced Manufacturing*, Phoenix, Arizona, USA: American Society of Mechanical Engineers, 11. Nov. 2016. DOI: 10.1115/IMECE2016-67136.
- [71] Giasin, K. und Ayvar-Soberanis, S., „Evaluation of Workpiece Temperature during Drilling of GLARE Fiber Metal Laminates Using Infrared Techniques: Effect of Cutting Parameters, Fiber Orientation and Spray Mist Application,“ *Materials*, Jg. 9, Nr. 8, S. 622, 28. Juli 2016. DOI: 10.3390/ma9080622.
- [72] Giasin, K., Gorey, G., Byrne, C., Sinke, J. und Brousseau, E., „Effect of machining parameters and cutting tool coating on hole quality in dry drilling of fibre metal laminates,“ *Composite Structures*, Jg. 212, S. 159–174, März 2019. DOI: 10.1016/j.compstruct.2019.01.023.
- [73] Sinke, J., „Manufacturing of GLARE Parts and Structures,“ *Applied Composite Materials*, Jg. 10, Nr. 4/5, S. 293–305, 2003, PII: 5145430. DOI: 10.1023/A:1025589230710.
- [74] Sinke, J., „Forming technology for composite/metal hybrids,“ in *Composites For-*

-
- ming Technologies*, Elsevier, 2007, S. 197–219. DOI: 10.1533/9781845692537.197.
- [75] Holleman, E. und van Praag, R., „On the Minimum Bend Radius of Some GLARE 2 and GLARE 3 Grades (BE2040 Subtask 3.1-g),“ Delft University of Technology, 1995.
 - [76] Kim, S. Y., Choi, W. J. und Park, S. Y., „Spring-back characteristics of fiber metal laminate (GLARE) in brake forming process,“ *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Jg. 32, Nr. 5-6, S. 445–451, 2. März 2007. DOI: 10.1007/s00170-005-0355-8.
 - [77] Russig, C., Bambach, M., Hirt, G. und Holtmann, N., „Shot peen forming of fiber metal laminates on the example of GLARE,“ *International Journal of Material Forming*, Jg. 7, Nr. 4, S. 425–438, Dez. 2014. DOI: 10.1007/s12289-013-1137-8.
 - [78] Li, H. et al., „The shot peen forming of fiber metal laminates based on the aluminum-lithium alloy: Deformation characteristics,“ *Composites Part B: Engineering*, Jg. 158, S. 279–285, Feb. 2019. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.09.085.
 - [79] Kant, R., Joshi, S. und Dixit, U., „Research issues in the laser sheet bending process,“ in *Materials Forming and Machining*, Elsevier, 2016, S. 73–97. DOI: 10.1016/B978-0-85709-483-4.00004-1.
 - [80] Safari, M., Alves de Sousa, R. und Joudaki, J., „Recent Advances in the Laser Forming Process: A Review,“ *Metals*, Jg. 10, Nr. 11, S. 1472, 4. Nov. 2020. DOI: 10.3390/met10111472.
 - [81] Edwardson, S., Dearden, G., Watkins, K. und CANTWELL, W., „Laser Forming of Fibre Metal Laminates,“ *Lasers in Engineering*, Jg. 15, Jan. 2005.
 - [82] Long, A. C., *Composites Forming Technologies*. Boca Raton: CRC Press, 2007.
 - [83] Behrens, B.-A., Hübner, S., Grbic, N., Micke-Camuz, M., Wehrhane, T. und Neumann, A., „Forming and Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastics and Sheet Metal in One Step,“ *Procedia Engineering*, Jg. 183, S. 227–232, 2017. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.04.026.
 - [84] Saadatfard, A., Gerdooei, M. und Jalali Aghchai, A., „Drawing potential of fiber metal laminates in hydromechanical forming: A numerical and experimental study,“ *Journal of Sandwich Structures & Materials*, Jg. 22, Nr. 5, S. 1386–1403, Juni 2020. DOI: 10.1177/1099636218785208.
 - [85] Psyk, V., Risch, D., Kinsey, B., Tekkaya, A. und Kleiner, M., „Electromagnetic forming—A review,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 211, Nr. 5, S. 787–829, Mai 2011. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.12.012.
 - [86] Chernikov, D., Erisov, Y., Petrov, I., Alexandrov, S. und Lang, L., „Research of Different Processes for Forming Fiber Metal Laminates,“ *International Journal of Automotive Technology*, Jg. 20, Nr. S1, S. 89–93, Nov. 2019. DOI: 10.1007/s12239-019-0131-7.
 - [87] Mosse, L., Compston, P., Cantwell, W. J., Cardew-Hall, M. und Kalyanasundaram, S., „The effect of process temperature on the formability of polypropylene based fibre-metal laminates,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 36, Nr. 8, S. 1158–1166, Aug. 2005. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.01.009.
 - [88] Dara, P. H. und Loos, A. C., „Thermoplastic Matrix Composite Processing Model,“ Virginia Polytechnic Institute and State University, USA, Interim Report 57, Okt. 1985.
 - [89] Lee, W. I. und Springer, G. S., „A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Jg. 21, Nr. 11,

- S. 1017–1055, 1. Nov. 1987. DOI: 10.1177/002199838702101103.
- [90] Yang, F. und Pitchumani, R., „A fractal Cantor set based description of interlaminar contact evolution during thermoplastic composites processing,“ *Journal of Materials Science*, Jg. 36, Nr. 19, S. 4661–4671, 2001. DOI: 10.1023/A:1017950215945.
 - [91] Schaefer, P. M., Guglhoer, T., Sause, M. G. R. und Drechsler, K., „Development of intimate contact during processing of carbon fiber reinforced Polyamide-6 tapes,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 36, Nr. 8, S. 593–607, Apr. 2017. DOI: 10.1177/0731684416687041.
 - [92] Guglhör, T., „Experimentelle und modellhafte Betrachtung des Konsolidierungsprozesses von carbonfaserverstärktem Polyamid-6,“ Diss., Universität Augsburg, 2017.
 - [93] Çelik, O., Peeters, D., Dransfeld, C. und Teuwen, J., „Intimate contact development during laser assisted fiber placement: Microstructure and effect of process parameters,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 134, S. 105888, Juli 2020. DOI: 10.1016/j.compositesa.2020.105888.
 - [94] Awaja, F., „Autohesion of polymers,“ *Polymer*, Jg. 97, S. 387–407, 5. Aug. 2016. DOI: 10.1016/j.polymer.2016.05.043.
 - [95] Suh, C., Jung, Y.-C. und Kim, Y.-S., „Effects of Thickness and Surface Roughness on Mechanical Properties of Aluminum Sheets,“ *Journal of Mechanical Science and Technology*, Jg. 24, S. 2091–2098, 1. Okt. 2010. DOI: 10.1007/s12206-010-0707-7.
 - [96] Lu, S. S. und Chuang, Y. H., „Effects of Surface Roughness on Lubrication in Cold Rolling of Metals,“ *Journal of Tribology*, Jg. 107, Nr. 4, S. 522–526, 1. Okt. 1985. DOI: 10.1115/1.3261123.
 - [97] Varacalle, D. J., Guillen, D. P., Deason, D. M., Rhodabarger, W. und Sampson, E., „Effect of Grit-Blasting on Substrate Roughness and Coating Adhesion,“ *Journal of Thermal Spray Technology*, Jg. 15, Nr. 3, S. 348–355, 1. Sep. 2006. DOI: 10.1361/105996306X124347.
 - [98] Milles, S., Voisiat, B., Nitschke, M. und Lasagni, A., „Influence of roughness achieved by periodic structures on the wettability of aluminum using direct laser writing and direct laser interference patterning technology,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 270, S. 142–151, Aug. 2019. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.02.023.
 - [99] Heckert, A., Singer, C. und Zaeh, M. F., „Pulsed Laser Surface Pre-Treatment of Aluminium to Join Aluminium- Thermoplastic Hybrid Parts,“ *Physics Procedia*, Nr. 56, S. 1171–1181, 2014. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.032.
 - [100] Park, S. Y., Choi, W. J., Choi, H. S. und Kwon, H., „Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 210, Nr. 8, S. 1008–1016, Juni 2010. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.01.017.
 - [101] Laban, O. und Mahdi, E., „Enhancing mode I inter-laminar fracture toughness of aluminum/fiberglass fiber-metal laminates by combining surface pre-treatments,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Jg. 78, S. 234–239, Okt. 2017. DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2017.08.008.
 - [102] Levy, A., Heider, D., Tierney, J. und Gillespie, J. W., „Inter-layer thermal contact resistance evolution with the degree of intimate contact in the processing of thermoplastic composite laminates,“ *Journal of Composite Materials*, Jg. 48, Nr. 4, S. 491–503, Feb. 2014. DOI: 10.1177/0021998313476318.
 - [103] Khodaei, A. und Shadmehri, F., „Intimate contact development for automated fiber

-
- placement of thermoplastic composites,“ *Composites Part C: Open Access*, Jg. 8, S. 2666–6820, Juli 2022. DOI: 10.1016/j.jcomc.2022.100290.
- [104] Fahr, A., Chapman, C. E., Forsyth, D. S., Poon, C. und Laliberté, J. F., „Non-destructive evaluation methods for damage assessment in fiber-metal laminates: Nondestructive Evaluation Methods,“ *Polymer Composites*, Jg. 21, Nr. 4, S. 568–575, Aug. 2000. DOI: 10.1002/pc.10212.
- [105] Simas Filho, E. F., Souza, Y. N., Lopes, J. L., Farias, C. T. und Albuquerque, M. C., „Decision support system for ultrasound inspection of fiber metal laminates using statistical signal processing and neural networks,“ *Ultrasonics*, Jg. 53, Nr. 6, S. 1104–1111, Aug. 2013. DOI: 10.1016/j.ultras.2013.02.005.
- [106] Jakubczak, P. und Bienias, J., „Non-destructive Damage Detection in Fibre Metal Laminates,“ *Journal of Nondestructive Evaluation*, Jg. 38, Nr. 2, Juni 2019. DOI: 10.1007/s10921-019-0588-3.
- [107] Jeswiet, J. et al., „Metal forming progress since 2000,“ *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, Jg. 1, Nr. 1, S. 2–17, 2008. DOI: 10.1016/j.cirpj.2008.06.005.
- [108] Boljanovic, V., *Sheet Metal Forming Processes and Die Design*. New York: Industrial Press, 2004, 219 S.
- [109] Backus, R. G., Johannisson, T. G., Noble, P. D., Pfeffer, J. B. und Schiebold, T. A., *Tool and Manufacturing Engineers Handbook: Forming*. Society of Manufacturing Engineers, 10. Dez. 1984, 902 S.
- [110] McCool, R. et al., „Thermoforming carbon fibre-reinforced thermoplastic composites,“ *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, Jg. 226, Nr. 2, S. 91–102, Apr. 2012. DOI: 10.1177/1464420712437318.
- [111] Yassin, K. und Hojjati, M., „Processing of thermoplastic matrix composites through automated fiber placement and tape laying methods: A review,“ *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 31, Nr. 12, S. 1676–1725, Dez. 2018. DOI: 10.1177/0892705717738305.
- [112] Ageyeva, T., Sibikin, I. und Kovács, J., „A Review of Thermoplastic Resin Transfer Molding: Process Modeling and Simulation,“ *Polymers*, Jg. 11, Nr. 10, 24. Sep. 2019. DOI: 10.3390/polym11101555.
- [113] Verrey, J., Wakeman, M., Michaud, V. und Manson, J.-A., „Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 37, Nr. 1, S. 9–22, Jan. 2006. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.05.048.
- [114] Neitzel, M., Mitschang, P. und Breuer, U., Hrsg., *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 2. Aufl. München: Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014, 554 S.
- [115] Liewald, M., Held, C. und Schleich, R., „Characterisation of Sheet Metal Formability - A Review and New Approaches,“ *Steel Research International*, 80 (2009) No. 4 275–280 8. Apr. 2009. DOI: 10.2374/SRI09SP005.
- [116] Bramley, A., „Yield Criteria,“ in *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014, S. 1315–1318. DOI: 10.1007/978-3-642-20617-7_16689.
- [117] Mises, R. v., „Mechanik der festen Körper im plastisch- deformablen Zustand,“ *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, Jg. 1913, S. 582–592, 1913.

- [118] Tresca, H. E., *Sur l'écoulement Des Corps Solides Soumis a de Fortes Pressions*. Imprimerie de Gauthier-Villars, successeur de Mallet-Bachelier, rue de Seine, 1864.
- [119] Banabic, D., Aertz, H., Comsa, D. und Paraianu, L., „An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets,“ *International Journal of Plasticity*, Jg. 21, Nr. 3, S. 493–512, März 2005. DOI: 10.1016/j.ijplas.2004.04.003.
- [120] Marciniak, Z., Duncan, J. L. und Hu, S. J., *Mechanics of Sheet Metal Forming*, 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002.
- [121] Llewellyn, D. T. und Hudd, R. C., *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998, 389 S.
- [122] Zimniak, Z., „Implementation of the forming limit stress diagram in FEM simulations,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 106, Nr. 1-3, S. 261–266, Okt. 2000. DOI: 10.1016/S0924-0136(00)00627-0.
- [123] „DIN EN ISO 12004: Bestimmung der Grenzformänderungskurve,“ Beuth Verlag GmbH.
- [124] Nakazima, K., Kikuma, T. und Hasuka, K., „Study on the Formability of Steel Sheets,“ *Yamata Technical Report*, Nr. 264, S. 8517–8530, 1968.
- [125] Marciniak, Z., „Sheet Metal Forming Limits,“ in *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Boston, MA: Springer US, 1978, S. 215–235. DOI: 10.1007/978-1-4613-2880-3_9.
- [126] Affronti, E. und Merklein, M., „Analysis of the bending effects and the biaxial pre-straining in sheet metal stretch forming processes for the determination of the forming limits,“ *International Journal of Mechanical Sciences*, Jg. 138–139, S. 295–309, Apr. 2018. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.02.024.
- [127] Siegert, K., Hrsg., *Blechumformung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. DOI: 10.1007/978-3-540-68418-3.
- [128] Doege, E. und Behrens, B.-A., *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen* (VDI-[Buch]). Berlin Heidelberg: Springer, 2007, 913 S.
- [129] Hasek, V., „Anwendung von Grenzformänderungsschaubildern,“ *Industrie-Anzeiger* 99, 1977.
- [130] Doege, E., „Ein Weiteres Verfahren Zur Ermittlung Der Formänderungen Beim Tief-oder Streckziehen Rotationssymmetrischer Teile,“ *Blech*, Jg. 9, S. 413–425, 1964.
- [131] Hijazi, A., Yardi, N. und Madhavan, V., „Determination of Forming Limit Curves using 3D Digital Image Correlation and In-Situ Observation,“ S. 13, 2004.
- [132] Paul, S. K., Roy, S., Sivaprasad, S. und Tarafder, S., „Forming Limit Diagram Generation from In-Plane Uniaxial and Notch Tensile Test with Local Strain Measurement through Digital Image Correlation,“ *Physical Mesomechanics*, Jg. 22, Nr. 4, S. 340–344, Juli 2019. DOI: 10.1134/S1029959919040106.
- [133] Holmberg, S., Enquist, B. und Thilderkvist, P., „Evaluation of sheet metal formability by tensile tests,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 145, Nr. 1, S. 72–83, Jan. 2004. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.07.004.
- [134] Gillo, G., „Influence of the Metal Sheet Parameters on the Results of the Erichsen Test,“ *Applied Mechanics and Materials*, Jg. 217–219, S. 2444–2447, Nov. 2012. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.217-219.2444.
- [135] Akrouit, M., Amar, M. B., Chaker, C. und Dammak, F., „Numerical and Experimental Study of the Erichsen Test for Metal Stamping,“ *Advances in Production Engineering & Management*, Jg. 3, Nr. 2, S. 12, 2008.
- [136] „DIN EN ISO 20482:2014-03, Metallische Werkstoffe - Bleche und Bänder - Tiefungsversuch nach Erichsen (ISO 20482:2013); Deutsche Fassung EN ISO 20482:2013,“

-
- Beuth Verlag GmbH. DOI: 10.31030/2081283.
- [137] Diehl, A., Staud, D. und Engel, U., „Investigation of the Mechanical Behaviour of Thin Metal Sheets Using the Hydraulic Bulge Test,“ *4th International Conference on Multi-Material Micro Manufacture, Cardiff, Wales, UK*, 2008.
- [138] Mahabunphachai, S. und Koç, M., „Investigation of size effects on material behavior of thin sheet metals using hydraulic bulge testing at micro/meso-scales,“ *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Jg. 48, Nr. 9, S. 1014–1029, Juli 2008. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2008.01.006.
- [139] Quate, C., Atalar, A. und Wickramasinghe, H., „Acoustic microscopy with mechanical scanning—A review,“ *Proceedings of the IEEE*, Jg. 67, Nr. 8, S. 1092–1114, 1979. DOI: 10.1109/PROC.1979.11406.
- [140] Linzer, M., „The ultrasonic tissue characterization seminar: An assessment of ultrasonic tissue characterization,“ Jg. 4, Nr. 2, S. 97–100, 1976. DOI: 10.1002/jcu.1870040207.
- [141] Ahmad, A. und Bond, L. J., Hrsg., *Nondestructive Evaluation of Materials* (ASM Handbook / Prepared under the Direction of the ASM International Handbook Committee volume 17). Materials Park, Ohio: ASM International, 2018, 682 S.
- [142] Kessler, L. W., „Review of progress and applications in acoustic microscopy,“ *The Journal of the Acoustical Society of America*, Jg. 55, Nr. 5, S. 909–918, Mai 1974. DOI: 10.1121/1.1914661.
- [143] Yu, Z. und Boseck, S., „Scanning acoustic microscopy and its applications to material characterization,“ *Reviews of Modern Physics*, Jg. 67, Nr. 4, S. 863–891, 1. Okt. 1995. DOI: 10.1103/RevModPhys.67.863.
- [144] „DIN EN ISO 25178-6:2010-06, Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft – Teil 6: Klassifizierung von Methoden Zur Messung Der Oberflächenbeschaffenheit,“ Beuth Verlag GmbH. DOI: 10.31030/1555047.
- [145] Danzl, R., Helmli, F. und Scherer, S., „Focus Variation – a Robust Technology for High Resolution Optical 3D Surface Metrology,“ *Journal of Mechanical Engineering*, Jg. 2011, Nr. 03, S. 245–256, 15. März 2011. DOI: 10.5545/sv-jme.2010.175.
- [146] Nikolaev, N., Petzing, J. und Coupland, J., „Focus variation microscope: Linear theory and surface tilt sensitivity,“ *Applied Optics*, Jg. 55, Nr. 13, S. 3555, 1. Mai 2016. DOI: 10.1364/AO.55.003555.
- [147] Jordan, H.-J., Wegner, M. und Tiziani, H., „Highly accurate non-contact characterization of engineering surfaces using confocal microscopy,“ *Measurement Science and Technology*, Jg. 9, Nr. 7, S. 1142–1151, 1. Juli 1998. DOI: 10.1088/0957-0233/9/7/023.
- [148] Hanlon, D., Todd, I., Peekstok, E., Rainforth, W. und van der Zwaag, S., „The application of laser scanning confocal microscopy to tribological research,“ *Wear*, Jg. 251, Nr. 1-12, S. 1159–1168, Okt. 2001. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00727-X.
- [149] Tomovich, S. J. und Peng, Z., „Optimised reflection imaging for surface roughness analysis using confocal laser scanning microscopy and height encoded image processing,“ *Journal of Physics: Conference Series*, Jg. 13, S. 426–429, 1. Jan. 2005. DOI: 10.1088/1742-6596/13/1/098.
- [150] Gjønnes, L., „Quantitative characterization of the surface topography of rolled sheets by laser scanning microscopy and fourier transformation,“ *Metallurgical and Materials Transactions A*, Jg. 27, Nr. 8, S. 2338–2346, Aug. 1996. DOI: 10.1007/

- BF02651888.
- [151] Sause, M. G., *In Situ Monitoring of Fiber-Reinforced Composites* (Springer Series in Materials Science). Cham: Springer International Publishing, 2016, Bd. 242. DOI: 10.1007/978-3-319-30954-5.
 - [152] Chu, T. C., Ranson, W. F. und Sutton, M. A., „Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics,“ *Experimental Mechanics*, Jg. 25, Nr. 3, S. 232–244, Sep. 1985. DOI: 10.1007/BF02325092.
 - [153] Schreier, H., Orteu, J.-J. und Sutton, M. A., *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Boston, MA: Springer US, 2009. DOI: 10.1007/978-0-387-78747-3.
 - [154] Korkisch, M. und Sause, M. G., „Microscopic Measurement of Strain Fields with Digital Image Correlation and Comparison to Finite Element Modelling,“ *Key Engineering Materials*, Jg. 809, S. 575–580, Juni 2019. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.809.575.
 - [155] Vendroux, G. und Knauss, W. G., „Submicron deformation field measurements: Part 1. Developing a digital scanning tunneling microscope,“ *Experimental Mechanics*, Jg. 38, Nr. 1, S. 18–23, März 1998. DOI: 10.1007/BF02321262.
 - [156] Eaton, M., Pullin, R. und Holford, K., „Acoustic emission source location in composite materials using Delta T Mapping,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 43, Nr. 6, S. 856–863, Juni 2012. DOI: 10.1016/j.compositesa.2012.01.023.
 - [157] Kishi, T., Ohtsu, M. und Yuyama, S., *Acoustic Emission - Beyond the Millennium: Beyond the Millennium*. Kidlington: Elsevier Science, 2000.
 - [158] Vahaviolos, S. J., Hrsg., *Acoustic Emission: Standards and Technology Update* (STP 1353). West Conshohocken, PA: ASTM, 1999, 261 S.
 - [159] Ono, K. und Gallego, A., „Research and Applications of AE on Advanced Composites,“ *J. Acoust. Emiss*, Jg. 30, S. 180–220, 1. Jan. 2012.
 - [160] Kalender, W., *Computed Tomography: Fundamentals, System Technology, Image Quality, Applications*. Weinheim: Wiley-VCH, 2011.
 - [161] Regtien, P. und Dertien, E., „Acoustic sensors,“ in *Sensors for Mechatronics*, Elsevier, 2018, S. 267–303. DOI: 10.1016/B978-0-12-813810-6.00009-4.
 - [162] Ginzl, E. und Turnbull, B., „Determining Approximate Acoustic Properties of Materials,“ *e-Journal of Nondestructive Testing (NDT)*, Dez. 2016.
 - [163] Sause, M. G. R., Schmitt, S. und Potstada, P., „Kontinuierliche und Wiederkehrende Prüfung von Schallemissionssensoren,“ in *Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse: 21. Kolloquium Schallemission, 9. - 10. März 2017, Fulda, Germany*, Berlin: Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung e.V.
 - [164] Virtanen, P. et al., „SciPy 1.0: Fundamental algorithms for scientific computing in Python,“ *Nature Methods*, Jg. 17, Nr. 3, S. 261–272, 2. März 2020. DOI: 10.1038/s41592-019-0686-2.
 - [165] Press, W. H. und Teukolsky, S. A., „Savitzky-Golay Smoothing Filters,“ *Computers in Physics*, Jg. 4, Nr. 6, S. 669, 1990. DOI: 10.1063/1.4822961.
 - [166] Huang, T., Yang, G. und Tang, G., „A fast two-dimensional median filtering algorithm,“ *IEEE Transactions on Acoustics, Speech, and Signal Processing*, Jg. 27, Nr. 1, S. 13–18, Feb. 1979. DOI: 10.1109/TASSP.1979.1163188.
 - [167] Otsu, N., „A Threshold Selection Method from Gray-Level Histograms,“ *IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics*, Jg. 9, Nr. 1, S. 62–66, Jan. 1979.

-
- DOI: 10.1109/TSMC.1979.4310076.
- [168] „DIN EN ISO 4287: Profilbasierte Rauheitsmessung,“ Beuth Verlag GmbH.
- [169] Welch, P., „The use of fast Fourier transform for the estimation of power spectra: A method based on time averaging over short, modified periodograms,“ *IEEE Transactions on Audio and Electroacoustics*, Jg. 15, Nr. 2, S. 70–73, Juni 1967. DOI: 10.1109/TAU.1967.1161901.
- [170] Elson, J. M. und Bennett, J. M., „Calculation of the power spectral density from surface profile data,“ *Applied Optics*, Jg. 34, Nr. 1, S. 201, 1. Jan. 1995. DOI: 10.1364/AO.34.000201.
- [171] Arganda-Carreras, I. et al., „Trainable Weka Segmentation: A machine learning tool for microscopy pixel classification,“ *Bioinformatics*, Jg. 33, Nr. 15, S. 2424–2426, 1. Aug. 2017. DOI: 10.1093/bioinformatics/btx180.
- [172] GmbH, B. „nAExtor,“ Adresse: <https://www.bcmtec.com/software> (besucht am 17.07.2022).
- [173] Friedman, J. H., „An Algorithm for Finding Best Matches in Logarithmic Expected Time,“ *ACM Transactions on Mathematical Software*, Jg. 3, Nr. 3, S. 209–226, Sep. 1977.
- [174] Lewis, J. P., „Fast Normalized Cross-Correlation,“ *Industrial Light & Magic*, S. 7, 1995. DOI: 10.1007/s00034-009-9130-7.
- [175] Jensen, B. J., Kinney, M. C., Cano, R. J. und Grimsley, B. W., „Materials for Heated Head Automated Thermoplastic Tape Placement,“ NASA Langley Research Center, 2013.
- [176] Ye, L., Lu, M. und Mai, Y.-W., „Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—I. Growth of voids,“ *Composites Science and Technology*, Jg. 62, Nr. 16, S. 2121–2130, Dez. 2002. DOI: 10.1016/S0266-3538(02)00144-6.
- [177] Wan, Y. und Takahashi, J., „Deconsolidation behavior of carbon fiber reinforced thermoplastics,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 33, Nr. 17, S. 1613–1624, Sep. 2014. DOI: 10.1177/0731684414538880.
- [178] Çelik, O., Choudhary, A., Peeters, D., Teuwen, J. und Dransfeld, C., „Deconsolidation of thermoplastic prepreg tapes during rapid laser heating,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 149, Okt. 2021. DOI: 10.1016/j.compositesa.2021.106575.

Danksagung

Für die Unterstützung in fachlichen und organisatorischen Belangen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat, möchte ich mich bei allen beteiligten Personen bedanken, insbesondere bei:

- Prof. Dr. Markus Sause für die langjährige fachliche Unterstützung und Zusammenarbeit, sowie die Möglichkeit, meine Promotion an der Professur für Mechanical Engineering durchführen zu können und die Übernahme des Erstgutachtens.
- Prof. Dr.-Ing. Kay Weidenmann für die gute Zusammenarbeit am Lehrstuhl für Hybride Werkstoffe und die Übernahme des Zweitgutachtens.
- Dr.-Ing. Anna Trauth für den allzeit guten fachlichen Austausch und die Unterstützung beim Verfassen dieser Arbeit.
- Dr. Thomas Guglhör für die Unterstützung zum Beginn der Promotionszeit und die Einführung in die Thematik der Kontaktentwicklung.
- Dr.-Ing. Florian Thum für die gute Zusammenarbeit speziell im Themengebiet der Umformung von Hybridlaminaten.
- Dr.-Ing. Florian Linscheid für die fachliche Unterstützung in den Themengebieten Schallemissionsanalyse und Matlab- bzw. Python-Programmierung.
- allen Studenten, die ihre Abschlussarbeit im Rahmen meiner Promotion durchgeführt und somit zu deren Entstehen beigetragen haben: M. Sc. Emre Kurt, M. Sc. Eduard Iaszenszky, B. Sc. Felix Füßl und B. Sc. Nicolas Enzler.
- den Leitern der Zentrallabore des MRM Stefan Schmitt und Dr. Robert Horny, sowie allen Technikern des MRM und des Lehrstuhls für Experimentalphysik II für die hilfreiche Unterstützung im Labor und bei technischen Fragen.
- allen Kollegen des Lehrstuhls für Hybride Werkstoffe und der Professur Mechanical Engineering für die hilfreichen fachlichen Diskussionen und das angenehme Arbeitsklima.