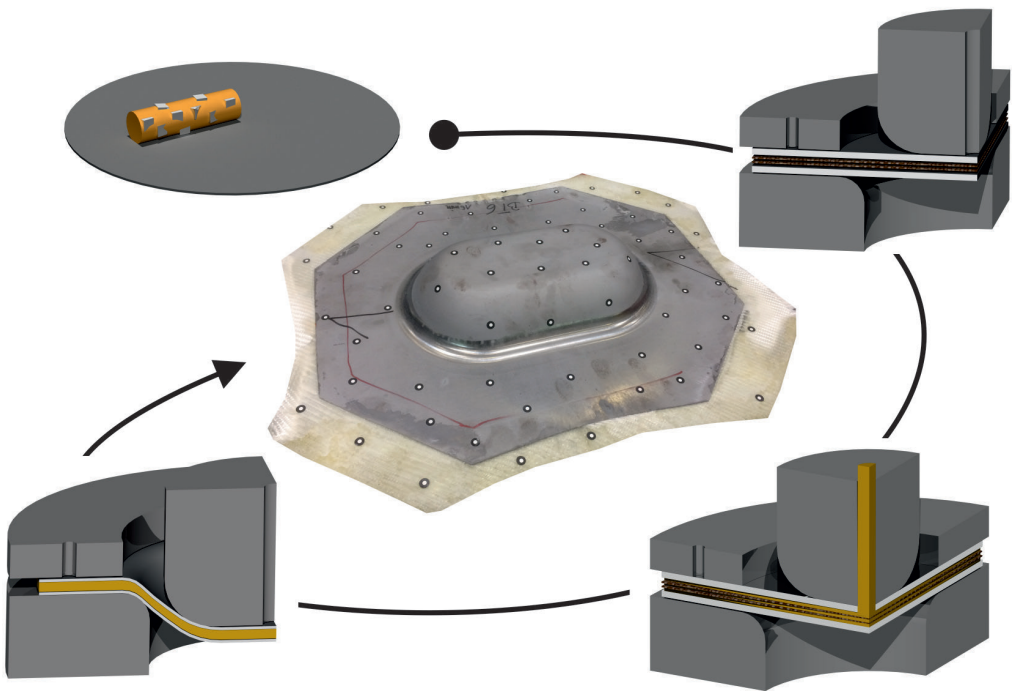


Thomas Mennecart

In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten



In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

Dipl.-Ing. Thomas Mennecart

aus

Noisy-Le-Sec, Frankreich

Dortmund, 2021

Vorsitzender der Prüfungskommission: PD Dr. Jobst Bickendorf

Berichter: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. A. Erman Tekkaya

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Noomane Ben Khalifa

Prof. Dr. Ulrich Handge

Tag der mündlichen Prüfung: 06.12.2021

Dortmunder Umformtechnik

Band 116

Thomas Mennecart

In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2022

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2021

Copyright Shaker Verlag 2022

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-8566-2

ISSN 1619-6317

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren

Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9

Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Danksagung

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) der TU Dortmund. Als Grundlage diente das Forschungsprojekt BE 5196/4-1 der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG).

Ich bedanke mich herzlich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing E.h. A. E. Tekkaya, der mir die Möglichkeit gegeben hat, am Institut für Umformtechnik und Leichtbau der TU Dortmund promovieren zu dürfen. Durch ihn war es mir erst möglich, in unterschiedlichsten internen oder externen Veranstaltungen in Kontakt mit weiteren Wissenschaftlern treten zu können, um Forschungsergebnisse, Ideen etc. auszutauschen.

Ein weiterer Dank gilt Herrn Professor Dr.-Ing. N. Ben Khalifa, der mich lange Zeit am Institut begleitet und unterstützt hat. Durch ihn wird nun das Forschungsprojekt an der Leuphana Universität erfolgreich weitergeführt.

Ein weiterer Dank gilt der gesamten Prüfungskommission unter dem Vorsitz von Herrn PD Dr. Bickendorf.

Weiterhin möchte ich mich bei allen Kollegen des IUL für die vielen Fachgespräche und euren Input bedanken. Diese Gespräche haben mich stets in meiner Arbeit bestärkt. Insbesondere sind hier zu erwähnen die Herren M. Sc. Marlon Hahn, M. Sc. Hamed Dardaei und M. Sc. Joshua Grodotzki.

Ein besonderes Dankeschön gilt allen Technikern des IUL, die stets dafür gesorgt haben, dass das benötigte Equipment zur Verfügung stand und dass Werkzeuge immer dann auch einsatzbereit waren, wenn man diese brauchte. Vielen Dank, ohne diese Hilfe hätten die Versuche niemals stattfinden können.

Ich bedanke mich ganz herzlichst auch bei meiner Familie, die mich auf unterschiedlichste Arten bei dieser Arbeit unterstützt haben. Vielen Dank hier an meinen Onkel Ralf Paßmann, meiner Mutter Sabine Paßmann und meinen Großeltern Rosemarie und Hans Paßmann. Auch meiner Frau Alexandra Mennecart und meinen Kindern Samuel, Ella und Jakob gilt ein großer Dank für ihre Unterstützung.

Abstract

In terms of reduction of the weight of the body-in-white of cars, different strategies have been applied. One strategy is the substitution of metals by using lighter materials like fibre reinforced plastics. By designing automobile components out of different materials, advantages of those materials can be combined. The use of metal-fibre laminates is nowadays only used in aircraft industry due to the low formability of the structures and the high number of production steps which lead to high costs.

This thesis deals with the implementation of a new and innovative process for the manufacturing of fibre metal laminates in shorter production times with lower production costs. The new process, called In-situ-hybridization, combines the deep drawing with the process of polymer injection in one production step. For developing the In-situ-hybridization process, a deeper understanding of the fibre deformation behaviour and the interaction between fibre and metal layers is necessary. The influence of fibres on the forming behaviour of metal sheets is investigated by experimental and numerical methods. Due to high pressures on the layers of fibres and metal sheets, the friction between fibres and metal blanks decreases the formability of the connected sheet metal. As the different layers may slide independently from each other during deep drawing and matrix injection, the displacement between the layers should be minimized to avoid friction effects. The displacement caused by tool geometry or by frictional coefficients is characterized by using analytical and numerical methods. It can be concluded that the friction conditions between tool and metal sheets have much more influence on the offset between the upper and lower sheets than geometrical conditions.

Forming experiments demonstrate the ability of the In-situ-hybridization process for manufacturing three-dimensional fibre-metal laminates. Process parameters have been studied and defined for reaching stable process conditions. So, the In-situ-hybridization may allow for a wider range of applications in lightweight products.

Zusammenfassung

Die Reduktion der bewegten Massen stellt eine wesentliche Maßnahme zur Reduzierung des Energieverbrauchs im Verkehrswesen dar. Möglichkeiten der Massenreduktion werden durch Substitution von Werkstoffen oder durch Werkstoffverbunde ermöglicht. Hierbei finden sich Faser-Metall Laminare aber bisher nur in der Flugzeugindustrie mit vergleichsweise kleinen Stückzahlen wieder.

Diese Arbeit hat die Entwicklung eines neuen und innovativen Prozesses zur Herstellung von Faser-Metall Laminaten zum Thema. Mittels der hier beschriebenen In-situ Hybridisierung wird die Formgebung durch Tiefziehen mit der Infiltrierung des Fasergewebes durch die Matrix kombiniert. So können Bauteile ohne Werkzeugwechsel in einem Produktionsschritt hergestellt werden. Für die Entwicklung der In-situ Hybridisierung ist eine genaue Kenntnis des Deformationsverhaltens des Gewebes wie auch die Interaktion zwischen Gewebe und Deckblechen notwendig. Der Einfluss der Fasern auf das Deformationsverhalten der metallischen Bleche wird mittels experimenteller und numerischer Verfahren untersucht. Bei hohem transversalem Druck führt die Reibung zwischen Fasern und Metall zu einer Absenkung der Umformbarkeit der Metallbleche. Die Bedingungen für auftretende Relativverschiebungen zwischen den einzelnen Schichten wurden untersucht und bestimmt. Hierbei stellt sich heraus, dass die Relativverschiebungen aufgrund der Werkzeuggeometrien eher gering sind. Dem gegenüber sind Reibungskräfte aufgrund direkten Kontaktes zwischen Fasern und Blech zu vermeiden.

Ein Demonstratorwerkzeug wurde entwickelt und aufgebaut, um die Eignung der In-situ Hybridisierung zur Herstellung dreidimensionaler Bauteile aufzuzeigen. Verschiedene Prozessparameter wurden in Versuchsreihen untersucht, um die Bedingungen eines stabilen Herstellungsprozesses zu definieren. Die In-situ Hybridisierung stellt eine Möglichkeit dar, um Leichtbauprodukte für einen breiteren Anwendungsbereich herzustellen.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-------------|
| Inhaltsverzeichnis | vi |
| Formelzeichen und Abkürzungen | viii |
| 1 Einleitung | 1 |
| 2 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde | 3 |
| 2.1 Verbundwerkstoffe mit Kunststoffmatrix..... | 4 |
| 2.1.1 Endlosfasern im Verbundwerkstoff | 4 |
| 2.1.2 Kunststoffmatrix des Verbundwerkstoffes | 7 |
| 2.1.3 Verfahren zur Infiltrierung von Fasermatten durch eine Kunststoffmatrix .. | 9 |
| 2.1.4 Infiltrierung und Permeabilität | 12 |
| 2.2 Werkstoffverbunde mit Decklagen aus metallischen Werkstoffen..... | 12 |
| 2.2.1 Mehrlagige metallische Verbunde | 13 |
| 2.2.2 Metall-Kunststoff Verbunde..... | 14 |
| 2.2.3 Herstellungsverfahren für metallische Verbunde | 15 |
| 2.2.4 Herstellungsverfahren für Metall-Kunststoff Verbunde..... | 15 |
| 2.3 Faser-Metall Lamine | 16 |
| 2.3.1 Herstellung der Faser-Metall Lamine | 16 |
| 2.3.2 Umformung von Faser-Metall Laminen | 19 |
| 2.3.3 Wechselwirkung zwischen Fasern und Blechen..... | 22 |
| 2.4 Fazit | 23 |
| 3 Zielsetzung und Vorgehensweise | 25 |
| 4 Fasern im Faser-Metall Laminat | 27 |
| 4.1 Geometrie einer Faserplatte in unbelastetem und belastetem Zustand | 27 |
| 4.2 Verdichtungsverhalten von Fasermatten | 33 |
| 4.3 Druckversuche bei Faser-Blech Kontakt und hohen Lasten | 35 |
| 4.3.1 Zweidimensionale Vermessung der Eindrücke im Blech..... | 36 |
| 4.3.2 Eindrücktiefenbestimmung | 38 |
| 4.4 Reibeigenschaften bei Faser-Metall Kontakt..... | 42 |
| 4.5 Einfluss der Fasern auf das Umformverhalten metallischer Bleche im Faser-Metall Laminat | 47 |
| 4.5.1 Einfluss der Faserorientierung auf Umformvermögen des Deckbleches.... | 48 |
| 4.5.2 Einfluss der Webart auf Umformvermögen des Deckbleches..... | 49 |
| 4.5.3 Einfluss des Flächengewichtes auf Umformvermögen des Deckbleches ... | 50 |
| 4.5.4 Einfluss eines infiltrierten Gewebes auf Umformvermögen des Bleches... | 51 |
| 4.5.5 Diskussion..... | 52 |
| 4.6 Analyse der Wirkungsmechanismen der Behinderung einer homogenen Dehnungsausbildung durch ein numerisches Ersatzmodell | 55 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4.6.1 | Aufbau des numerischen Ersatzmodells | 55 |
| 4.6.2 | Plausibilitätsprüfung des numerischen Modells | 59 |
| 4.6.3 | Analyse des Formschluss- und des Reibungseinflusses auf das Umformverhalten der Bleche | 60 |
| 4.7 | Fazit | 64 |
| 5 | In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten – Verfahren, Werkzeugkonzeptionierung, Analyse der Lagenverschiebung | 65 |
| 5.1 | Strategiebeschreibungen – Formen des Matrixeintrages..... | 65 |
| 5.1.1 | T-RTM Verfahren – Eintrag über das Werkzeug | 66 |
| 5.1.2 | Nasspressverfahren – Eintrag über manuellen Auftrag | 67 |
| 5.2 | Werkzeug und Verfahren | 68 |
| 5.2.1 | Werkzeugkonzept | 68 |
| 5.2.2 | Prozessablauf der Strategie: Tiefziehen mit T-RTM Verfahren | 72 |
| 5.2.3 | Prozessablauf der Strategie: Tiefziehen mit dem Nasspressverfahren..... | 73 |
| 5.3 | Beschreibung der Relativverschiebung der Lagen zueinander bei der Umformung | 75 |
| 5.3.1 | Relativverschiebung bedingt durch geometrische Zusammenhänge | 75 |
| 5.3.2 | Relativverschiebung bedingt durch die Kontaktreibung | 78 |
| 5.4 | Fazit | 81 |
| 6 | In-situ Hybridisierung: Herstellung von Faser-Metall Laminaten | 83 |
| 6.1 | Prozessparameter und Kenngrößen..... | 83 |
| 6.2 | Allgemeine Ergebnisse..... | 86 |
| 6.3 | Untersuchungen zur Fließfrontausbreitung | 88 |
| 6.4 | Untersuchungen zur Messung des Einspritzdruckes der Kunststoffmatrix ... | 91 |
| 6.4.1 | Versuche mit Variation der Stößelgeschwindigkeit | 91 |
| 6.4.2 | Versuche mit Variation der Lagen | 93 |
| 6.5 | Untersuchungen zur Bestimmung der Abhängigkeiten der gefertigten Bauteilgeometrien | 95 |
| 6.5.1 | Bauteildicken in Abhängigkeit der Gewebelagen..... | 95 |
| 6.5.2 | Bauteildicke in Abhängigkeit des Einspritzzeitpunktes | 97 |
| 6.6 | Untersuchungen der Dehnungsverteilung..... | 99 |
| 6.6.1 | Vergleich der Dehnungen bei trockenem und infiltriertem Gewebe..... | 99 |
| 6.6.2 | Vergleich der Dehnungen bei unterschiedlichem Einspritzbeginn | 102 |
| 6.7 | Mechanische Bauteileigenschaften der Faser-Metall Lamine..... | 103 |
| 6.8 | Fazit | 106 |
| 7 | Zusammenfassung und Ausblick | 107 |
| | Referenzliste | 109 |
| | Referenzliste | 109 |

Anhang A**118**

Geometrische Zusammenhänge beim Tiefziehen mehrlagiger Bleche 118

Formelzeichen und Abkürzungen

| Abkürzung | Bedeutung |
|--------------------------------|---|
| Al ₂ O ₃ | Aluminiumoxid |
| Arall | Aramid Reinforced Aluminium Laminate |
| CMC | Ceramic-Matrix-Composites |
| Fd | Faden |
| FML | Faser-Metall Laminat |
| GGV | Glasgeweberschiebung |
| Glare | Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy |
| HDPE | Polyethylen hoher Dichte |
| LDPE | Polyethylen niedriger Dichte |
| MMC | Metal-Matrix-Composites |
| PA | Polyamid |
| PAN | Polyacrylnitril |
| PC | Polycarbonat |
| PMC | Polymer-Matrix-Composites |
| PMMA | Polymethylmethacrylat |
| PP | Polypropylen |
| PPTA | Poly-Paraphenylene-Terephthalamide |
| PS | Polystyrol |
| RQA | Rovingquerschnittsänderung |
| RTM | Resin transfer molding |
| SiO ₂ | Siliziumdioxid |
| T-RTM | Thermoplast – resin transfer molding |

| Formelzeichen | Einheit | Beschreibung |
|----------------------|-------------------------|-----------------------------|
| \dot{v} | l/s | Volumenstrom |
| ∇p | bar | Druckdifferenz |
| μ | - | Reibkoeffizient |
| E | N/mm ² | Elastizitätsmodul |
| F | N | Kraft |
| h | mm | Ziehtiefe |
| k_f | N/mm ² | Fließspannung |
| l | mm | Länge |
| p | N/mm ² , bar | Druck |
| Pt | µm | Profiltiefe |
| r | mm | Versatz zwischen Schichten |
| Rz | µm | Gemittelte Rauhtiefe |
| R_m | N/mm ² | Zugfestigkeit |
| t | mm | Schichtdicke |
| T_g | °C | Glasübergangstemperatur |
| T_m | °C | Schmelztemperatur |
| T_z | °C | Zersetzungstemperatur |
| Wt | µm | Wellentiefe |
| α | ° | Kontaktwinkel |
| β | ° | Kritischer Schubwinkel |
| $ \eta^* $ | mPa · s | Viskosität |
| κ | - | Durchlässigkeitsbeiwert |
| ρ | g/m ³ | Dichte |
| v | m/s | Flächenbezogener Durchfluss |
| φ | - | Hauptformänderung |

| Indizes | Beschreibung |
|----------------|---------------------------------|
| 0 | Bezogen auf 0°-Richtung |
| 90 | Bezogen auf 90°-Richtung |
| e | Diskretisierungselement |
| ein | Eingang |
| FN | Normalkraft |
| förder | Förderung |
| FS | Scherkraft |
| ges | Gesamt |
| Kett | Kettfaden |
| max | maximal |
| min | minimal |
| NH | Niederhalter |
| press | Tiefziehpresse |
| r | Reibung |
| roving | Roving |
| Schuss | Schussfaden |
| St | Umformstempel |
| Stößel | Pressenstößel |
| versatz | Versatz |
| x,Normal | x-Richtung der Normalkomponente |
| x,Scherung | x-Richtung der Scherkomponente |
| Zug | Zug |

1 Einleitung

Die Erderwärmung gerät wegen der unmittelbaren Folgen für die Bevölkerung immer mehr in den Fokus der heutigen Gesellschaft. Eine Ursache der Erderwärmung ist die Emission von CO₂ in die Erdatmosphäre (Solomon et al., 2008). Folgen hiervon sind z.B. steigende Meeresspiegel durch das Schmelzen des Eises an den Polkappen oder auch vermehrt trockene Dürreperioden, die dazu führen, dass die Agrarwirtschaft nicht mehr die Erträge erzielt, um Menschen ernähren zu können (Solomon et al., 2008). Weltweit existieren deshalb durch die Länder Bestrebungen, die Emissionen zu reduzieren, indem diese Länder sich z.B. in Abkommen wie dem „Kyoto-Protokoll“ (N.N., 1997) zur Senkung von Emissionen verpflichten. Hier können durch Nutzung von erneuerbaren Energien die CO₂ Emissionen in verschiedenen Bereichen gesenkt werden, wie z.B. in der Industrie, im Bauwesen und im Verkehrswesen (Dael et al., 2018).

Im Zuge der Bestrebungen der europäischen Union, Ressourcen im Verkehrswesen einzusparen (Dornoff et al., 2018), existieren unterschiedliche Strategien, dieses zu realisieren. Neben Maßnahmen innerhalb der Antriebstechnik, z.B. durch die Umsetzung der Direkteinspritzung (Chincholkar und Surywanshi, 2016), ist es von großer Bedeutung, das zu bewegendes Gewicht zu verringern (Zuldemar, 2013). Hierzu sind im Automobilbereich seit Beginn der Erdölkrise in den 1970er Jahre Bestrebungen verfolgt worden, das Karosseriegewicht zu verringern. Sowohl durch die Nutzung der ersten Tailored Blanks (Mombo-Caristan et al., 1992) als auch durch das Verfahren des Presshärtens, welches in Schweden entwickelt und im Patent GB149053 (N. N., 1977) beschrieben wurde, sind Entwicklungen zur Gewichtsreduzierung bei gleichzeitiger Festigkeitssteigerung realisiert worden. Somit gewinnt der Leichtbau im Verkehrswesen immer mehr an Bedeutung.

Eine verfolgte Strategie ist der Einsatz von neuartigen Werkstoffen bzw. Werkstoffkonzepten. Hierzu sind im Aluminium- als auch im Stahlbereich vermehrt hochfeste Werkstofflegierungen entwickelt worden, die es erlauben, die Blechdicke und somit das Gewicht zu reduzieren. Neben den Werkstoffen ist die strukturelle Optimierung ein wesentlicher Punkt, der zur Gewichtsreduzierung beitragen kann (Birkert et al., 2013). Sowohl durch die Nutzung von Profilen (Chatti, 2004), als auch durch die Nutzung dickwandiger Blechbauteile kann die Steifigkeit gezielt gesteigert werden. Dies ist allerdings nur möglich, wenn Werkstoffe mit einer sehr niedrigen Dichte genutzt werden. So werden vermehrt Halbzeuge mit einer Kombination unterschiedlicher Werkstoffe verwendet. Bondal[®] und Litecore[®] sind Halbzeugbeispiele von Thyssenkrupp Steel Europe, welches das Potenzial haben, durch die Verwendung dünner Stahlbleche in Kombination mit einer polymeren Zwischenschicht das Gewicht einer Rohkarosserie zu reduzieren (Patberg et al., 2015). Typische Einsatzgebiete sind vor allem Bereiche, in denen die polymere Zwischenschicht schallabsorbierende Funktionen übernimmt wie Frontklappen oder Spritzschutzwände (Grunden, 2017).

Um die Eigenschaften eines solchen Verbundes im Falle eines Crashes zu verbessern, lässt sich die Zwischenschicht durch einen Faserverbundkunststoff substituieren. Diese Faser-Metall Laminare sind in der Flugzeugindustrie vertreten und als Glare bzw. Arall bekannt, bei denen Aluminiumbleche in Lagenanordnung abwechselnd mit Faserverbundkunststoff zu meist nur leicht gekrümmten Bauteilen umgeformt werden (Sen, 2015). Mit den stets strengeren Crash- und Emissionsanforderungen sind in den letzten ca. 15 Jahren Entwicklungen unternommen worden, solche Faser-Metall Laminare auch im Automobilbereich zu etablieren (Böger et al., 2012). Für die Komplexität der meist dreidimensionalen Bauteile sind unterschiedliche Fertigungsverfahren entwickelt worden, um Faser-Metall Laminare herzustellen. Die Anforderungen an das Produkt bestimmen das Fertigungsverfahren. Hierbei besitzen diese Verfahren sowohl Vor- als auch Nachteile. Dies kann an einem Kunststoff-Metall Verbund verdeutlicht werden, wo der Vorteil darin liegen kann, herkömmliche Tiefziehwerkzeuge als auch parallel hierzu Spritzgusswerkzeuge zu nutzen. Dies hat allerdings den Nachteil, dass für den Verbund eine zusätzliche Fügeoperation notwendig ist. Aufgrund dieser komplexen und meist teuren Herstellungsverfahren haben sich solche Werkstoffe bis heute in großserientauglicher Produktion nicht durchgesetzt.

Das hier neu entwickelte In-situ Hybridisierungsverfahren zur Herstellung von Faser-Metall Laminaten zeigt großes Potenzial, um dreidimensionale Strukturbauteile im Karosseriebereich in einem Schritt mit einem Umformwerkzeug herzustellen. Die Entwicklung des Verfahrens wird innerhalb dieser Arbeit beschrieben. Ein Vorteil des Verfahrens ist die Nutzung einer sehr niedrigviskosen Matrix, die es ermöglicht, in engen Bereichen einzudringen. Durch die niedrige Viskosität der in-situ eingespritzten Matrix kommen die Fasern während des gesamten Umformvorganges mit den Blechen in unmittelbarem Kontakt. Hierfür wird innerhalb dieser Arbeit der Einfluss des Kontaktes zwischen Fasern und den metallischen Deckblechen auf die Umformbarkeit analysiert. Da in konkurrierenden Verfahren die Matrix eine höhere Viskosität besitzt und die Matrix bereits bei Beginn des Umformvorganges die Fasern umgibt, ist kein direkter Kontakt mit den Fasern zu erwarten und somit bis heute nicht untersucht. Weiterhin zeigt diese Arbeit das Potenzial dieses Verfahrens, dreidimensionale Bauteile in einem Prozessschritt herzustellen. Durch diese erste Machbarkeitsanalyse werden potenzielle Herstellungsverfahren für die In-situ Hybridisierung dargestellt und diese auf ihre Wirksamkeit zum Fertigen solcher Bauteile analysiert.

Die vorgestellte In-situ Hybridisierung bietet gegenüber der konkurrierenden Verfahren viele Vorteile wie z.B. die Möglichkeit im Umformvorgang verdrängtes Polymer nachträglich einzuspritzen. Das Verfahren trägt dazu bei, die Komplexität der Faser-Metall Laminare zu steigern und die Laminare für eine Großserienproduktion zu etablieren.

2 Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde

Werden mehrere Werkstoffe zu einem Verbund miteinander gefügt, so wird je nach Aufbau der Begriff des Verbundwerkstoffes oder des Werkstoffverbundes benutzt (Seidel und Hahn, 2009). Ondracek (1984) definierte hierbei die Nutzung dieser zwei Begriffe, wobei eine Unterscheidung vorgenommen wird ob die Werkstoffe mikroskopisch oder makroskopisch voneinander getrennt vorliegen, so dass diese sich in ihrem Aufbau unterscheiden. Zeilinger (1985) fasst diese beiden Gruppen zu der Gruppe der Hybridwerkstoffe zusammen. Hybridwerkstoffe, so Zeilinger, bestehen aus mindestens zwei Komponenten unterschiedlicher Werkstoffgruppen (z.B. Metalle, Polymere, Keramiken). Diese können auch als Schichtverbund aufgebaut sein.

Diese Verbunde werden genutzt, um unterschiedliche Eigenschaften zu erzielen, die durch einen monolithischen Aufbau nicht zu erzielen wären. Hierdurch lassen sich z.B. festigkeitssteigernde, steifigkeitssteigernde, dämpfungssteigernde oder gewichtseinsparende Eigenschaften erzielen (Kleinschmidt, 2014). Bedeutende Anwendungsgebiete sind im Transportwesen zu finden, wie z.B. in der Luftfahrt (Vermeeren et al., 2003) oder vermehrt im Automobilbereich (Kleinschmidt, 2014), siehe **Bild 2.1**.



Bild 2.1: Anwendungen der Werkstoffverbunde im Luftfahrt- und Kraftfahrzeugwesen (Airbus N. N. 2016, Plastverarbeiter N. N. 2008)

In diesem Kapitel wird der Stand der Technik zum Aufbau und Herstellung solcher *Verbundwerkstoffe* (Faserverbundwerkstoffe) und *Werkstoffverbunde* (Mehrschichtige Verbunde) vorgestellt. Die in dieser Arbeit behandelten Faser-Metall Lamine entsprechen mehrschichtigen Strukturen, welche einen Werkstoffverbund aus metallischen Deckblechen und einem Faserverbundwerkstoff beinhalten. Ausgehend von einer generellen Beschreibung von Verbundwerkstoffen mit Kunststoffmatrix und Werkstoffverbunden soll dann auf die Besonderheiten der Herstellung und Fertigung aktueller Faser-Metall Lamine eingegangen werden.

2.1 Verbundwerkstoffe mit Kunststoffmatrix

Typische Verbundwerkstoffe bestehen aus einer Matrix, in der Funktionselemente verteilt vorliegen. Typische Funktionselemente haben, ihrem Zweck geschuldet, verschiedenartige Geometrien und können hierbei als kurze Wirrfasern, als Pulver bzw. Kugeln oder als lange Endlosfasern in die Matrix eingebettet werden (Nestler, 2014), siehe **Bild 2.2**.

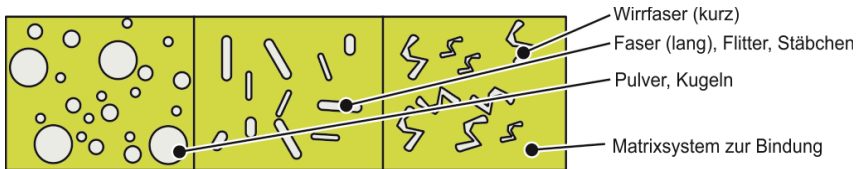


Bild 2.2: Unterschiedliche Funktionselemente für Verbundwerkstoffe (Nestler, 2014)

Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird der Fokus auf lange Endlosfasern gelegt. Diese werden als Verstärkungselemente eingesetzt, um höhere Maximalzugspannungen aufnehmen zu können, wenn die Faserrichtung in Belastungsrichtung ist. Dieses zeigt auch Lauter (2014) mittels Zugversuchen, bei denen die Zugfestigkeit von Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe deutlich höher liegen als die von üblichen Tiefziehstähle wie z.B. einem DC01.

Der Matrixwerkstoff, in dem diese Funktionselemente eingebettet sind, dient allein der Bindung dieser, um eine bestimmte Orientierung bei Last zu gewährleisten. Je nach Matrixwerkstoff, werden diese Verbundwerkstoffe (auch Composites genannt) unterschiedlich benannt (Nestler, 2014):

- MMC: Metal-Matrix-Composites
- PMC: Polymer-Matrix-Composites
- CMC: Ceramic-Matrix-Composites

In den weiteren Untersuchungen in dieser Arbeit wird eine Matrix aus Kunststoff verwendet. Diese zeichnet sich vor allem durch ihre niedrige Dichte von $< 1\text{g/cm}^3$ aus. Grundsätzlich kann somit das Gewicht von Bauteilen reduziert werden.

2.1.1 Endlosfasern im Verbundwerkstoff

Endlosfasern im Verbundwerkstoff können aus unterschiedlichen Werkstoffen bzw. Werkstoffzusammensetzungen bestehen. Diese können natürlichen Ursprungs sein und auf tierischer Basis (z.B. Schafswolle) oder auf pflanzlicher Basis (z.B. Flachs) hergestellt werden. Anwendungen sind z.B. Verkleidungsbauteile wie im BMW i3 (Schmiedel et al., 2014), in denen pflanzliche Fasern im Transportwesen eingesetzt werden. Hierbei weisen vor allem die Fasern der Kenafpflanze eine sehr gute CO_2 Bilanz auf

(Schmiedel et al., 2014). Gängige technische Fasern wie Glas-, Aramid- und Karbonfasern werden mithilfe von Rohstoffen in unterschiedlichen Prozessen hergestellt, wobei hier ein großer Energiebedarf notwendig ist. Für die Herstellung von Glasfasern werden unterschiedliche Rohstoffe wie Siliziumdioxid (SiO_2) und Aluminiumoxid (Al_2O_3) bei Temperaturen von 1400°C aufgeschmolzen und diese Schmelze wird durch feine Düsen zu Filamenten gegossen (Gries, 2014). Aramidfasern werden aus dem Kunststoff PPTA (Poly-Paraphenylen-Terephthalamide) hergestellt. Das Spinnen der Filamente aus der Schmelze heraus ist nicht möglich, da der Kunststoff sich bereits unterhalb der Schmelztemperatur zersetzt. Alternativ wird der Kunststoff in einer Schwefelsäure gelöst und anschließend dieses Gemisch zu Filamenten gegossen (Gries, 2014). Für die Herstellung von Karbonfasern werden hauptsächlich der Kunststoff PAN (Polyacrylnitril) benötigt, um ein Filament als Precursor zu realisieren. Im Anschluss wird der Faden karbonisiert, so dass eine graphitartige Struktur entsteht (Gries, 2014). Die so in unterschiedlichen Prozessen hergestellten Filamente, die einen Durchmesser von ca. $5\text{--}24\ \mu\text{m}$ aufweisen, werden zu dickeren Rovings gebündelt, bei denen der Durchmesser um den Bereich von $1\ \text{mm}$ liegen kann, was in **Bild 2.3 a)** zu sehen ist (Lehmann und Herzberg, 2011). Bei der Bündelung werden Rovingstränge zu einem breiten Roving durch die Techniken Fachen und Zwirnen verbunden, wobei hier eine gleichzeitige Verdrehung der Rovings zur besseren Stabilität erfolgen kann (Lehmann und Herzberg, 2011). Je nach Anforderung werden dann entweder diese Langfasern genutzt oder diese zu Kurzfasern geschnitten. Daher wird in erster Linie zwischen Kurz- und Endlosfasern unterschieden. Kurzfasern können einzeln oder in Form von Wirrfasermatten vorliegen. Diese Langfasern, auch Rovings genannt, werden zu Matten verarbeitet. Hier kommen unterschiedliche Verfahren zum Einsatz wie das Weben, das Stricken, das Wirken, das Flechten und das Legen (Cherif, 2011). Innerhalb dieser Techniken existieren unterschiedliche Varianten, um z.B. mechanische Eigenschaften zu beeinflussen (Kowtsch et al., 2011).

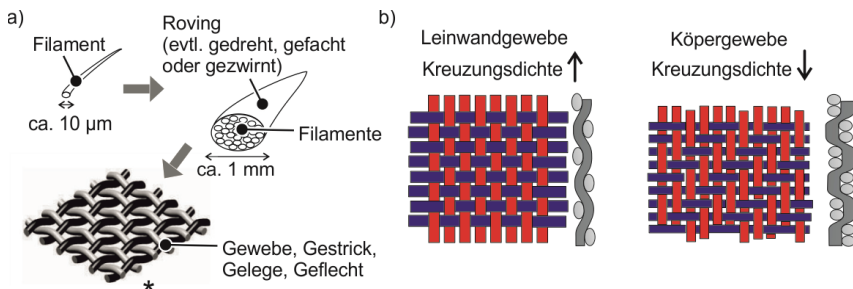


Bild 2.3: Aufbau eines Gewebes a) Vom Filament zum Gewebe, b) Aufbau eines Leinwand- und eines Köpergewebes. (Kowtsch et al., 2011), (Lehmann und Herzberg, 2011)

Nachfolgend wird der Schwerpunkt auf das Weben gesetzt. Hierbei wird immer ein Schussfaden aus der 90° -Richtung mit einem Kettfaden aus der 0° -Richtung gebunden. Durch Variationen der Bindungsart beim Weben lässt sich zum Beispiel die Beweglichkeit der Rovings im Gewebe beeinflussen. Es werden bei technischen Geweben üblicherweise die Schuss- und Kettfäden zu einem Körper- (**Bild 2.3 b**), einem Atlas- oder zu einer Leinwandbindung (**Bild 2.3 b**) gewebt. (Kowtsch et al., 2011)

Bei der Leinwandbindung wechseln sowohl der Kett- als auch der Schussfaden nach jedem Faden die Seite, also von oben nach unten bzw. von unten nach oben. Diesen Wechsel nennt man auch Ondulation. Somit wiederholt sich der Aufbau der Leinwandbindung nach jeweils einem Kett- und Schussfaden für beide Raumrichtungen. Hier spricht man vom kleinsten Bindungsrapport, der also zwei Kettfäden und zwei Schussfäden beinhaltet. (Kowtsch et al., 2011)

Bei der Atlasbindung wechselt der Kettfaden nach vier Schussfäden die Seite. Diese Ondulationsdichte ist sowohl in Kett- als auch in Schussfadenrichtung gegeben. Die Kreuzungspunkte dürfen sich selber nicht berühren, so dass hieraus dann ein kleinstmöglicher Bindungsrapport von fünf Kett- und fünf Schussfäden entsteht. (Kowtsch et al., 2011)

Bei der Körperbindung wechselt der Kettfaden nach zwei Schussfäden die Seite (Schusskörper). Wechselt der Schussfaden nach zwei Kettfäden die Seite, spricht man von einem Kettkörper. Bei beiden Varianten liegen die Ondulation diagonal vor. Je nachdem wie die Richtung der Ondulation angeordnet ist, wird von einem S- bzw. Z-Grat gesprochen. (Kowtsch et al., 2011)

Mit den verschiedenen Webarten unterscheidet sich auch jeweils die Ondulationsdichte. Je höher die Ondulationsdichte, desto steifer bzw. schlechter verschieb- und verdrehbar sind die Rovings angeordnet. So weisen die Gewebe in Leinwandbindung die höchste und die Gewebe in Atlasbindung die geringste Ondulationsdichte auf. Die Körperbindung besitzt eine mittlere Ondulationsdichte. Bei einer sehr geringen Ondulationsdichte ist das Handling erschwert, da die Rovings sich leicht verschieben können und somit nicht gewährleistet werden kann, dass diese in der gewünschten Richtung orientiert sind. (Kowtsch et al., 2011)

Um ein dreidimensionales Bauteil herzustellen, müssen diese Gewebe umgeformt werden. Hierzu benötigt der Kettfaden eine Beweglichkeit relativ zum Schussfaden. Bei dieser sogenannten Drapierung kommt es zu einer rotatorischen (**Bild 2.4**) und translatorischen Bewegung der Rovings. Die Drapierung kann nicht erfolgen, wenn die Kraft direkt in Faserrichtung wirkt. Optimal ist ein Winkel von 45° . Diese Drapierung ist jedoch nicht beliebig. Neben dem Einfluss durch die Schlichte, mit dem die Rovings aus unterschiedlichen Gründen wie z.B. dem Handling behandelt werden können, was die Reibverhältnisse verbessert, sind die Fadendichte pro cm und die Webart die wesentlichen beeinflussenden Faktoren des Drapierungsverhaltens. Bei einer niedrigen Dichte

an Fäden pro cm und einer niedrigen Dichte an Kreuzungspunkten können die Rovings weitere Distanzen translatorisch zurücklegen bevor es zu einem Aufstauen und zu einer Faltenbildung kommt. Zudem haben die Rovings mehr Raum, um ungehindert eine notwendige rotatorische Bewegung auszuführen. Bei fortschreitender Drapierung kommt es nach dem Aufstauen zu einem Faltenwurf, den es zu vermeiden gilt. Jeder Gewebetyp hat daher einen definiert erreichbaren maximalen Drapierwinkel, der den Beginn des Faltenwurfes ankündigt. Im **Bild 2.4** wird die Drapierung durch Rotation der Kett- und Schussfäden zueinander gezeigt, wenn eine Kraft die gewebte Fasermatte in 45° zur Faserrichtung belastet. Durch das Verschieben kommt es zu örtlich verschiedenen Richtungsänderungen, welche sich wesentlich auf eine Änderung der Festigkeitseigenschaften auswirkt. (Kowtsch et al., 2011)

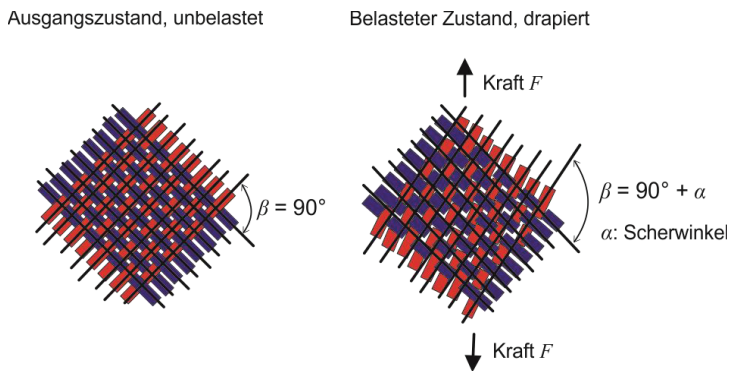


Bild 2.4: Faserdrapierung - Einstellung eines Scherwinkels bei einer Zugbelastung in 45° zur Faserorientierung

Fasern werden meist trocken drapiert, bevor in einem nachfolgenden Prozessschritt die Matrix hinzugegeben wird. Es besteht auch die Möglichkeit, die Faser mit einem geringen Voranteil an Matrix zu einer Preform zu drapieren und dann den Rest der Matrix in einem späteren Schritt nachzufügen. Dies wird oft realisiert, um eine großserientaugliche Produktion mit hohen Taktraten zu realisieren. (Cherif, 2011)

2.1.2 Kunststoffmatrix des Verbundwerkstoffes

Um die Fasern im drapierten Zustand zu fixieren, wird eine Matrix benötigt. Nachfolgend wird einzig die Kunststoffmatrix behandelt. Hierbei kommen sowohl Kunststoffe auf Duromerbasis oder auf thermoplastischer Basis zum Einsatz (Cherif et al., 2011). Diese unterscheiden sich im Aufbau ihrer Molekülketten. Duomere besitzen im ausgehärteten Zustand stark vernetzte und gebundene Molekülketten. Diese Bindungen bzw. Vernetzungen sind bei Thermoplasten schwächer (Menges et al., 2002). Daher besitzen Duomere im Gegensatz zu den Thermoplasten die Eigenschaft, nicht wieder aufschmelzbar zu sein (Menges et al., 2002). Duomere haben vor der Aushärtung eine

niedrige Viskosität (Menges et al, 2002), die bei der Infiltration der Fasern von hoher Wichtigkeit ist, da diese besser durch die Fasern infiltrieren kann als eine Matrix mit einer höheren Viskosität (Cherif et al., 2011). **Bild 2.5 a)** zeigt, dass mit zunehmender Vernetzung der Monomere zu Polymeren, also mit steigendem Vernetzungsgrad, die temperaturabhängige Viskosität stark ansteigt. Typische Größenordnungen von Viskositäten eines Duromers und von Thermoplasten sind in **Bild 2.5 b)** dargestellt.

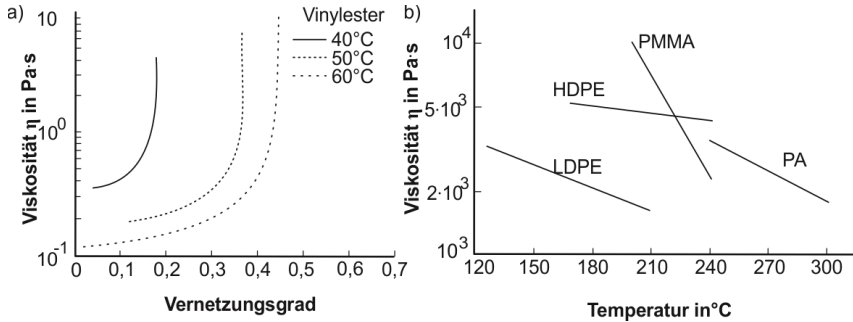


Bild 2.5: a) Viskosität eines Duromers in Abhängigkeit der Temperatur entlang des Vernetzungsgrades (Menges et al., 2002), b) Viskosität von Thermoplasten in Abhängigkeit der Temperatur (Kaiser, 2006).

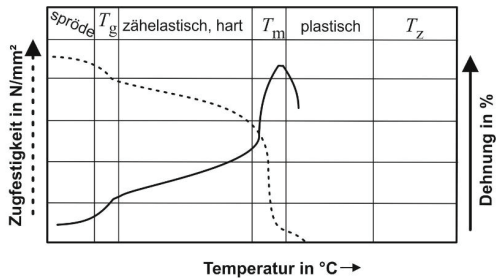
In **Bild 2.6** werden die Zugfestigkeiten und die erzielbaren Dehnungen für einen teilkristallinen Thermoplasten (z.B. für einen Polyamid, **a**), einen amorphen Thermoplasten (z.B. für ein Polymethylmethacrylat, **b**) und für einen Duromeren (z.B. für einen Vinyl-ester, **c**) über der Temperatur schematisch aufgetragen. Die Kunststoffe unterscheiden sich hier grundlegend in ihrem temperaturabhängigen Verhalten: Bei einem teilkristallinen Kunststoff stellt sich nach der Glasübergangstemperatur T_g ein relativ weiter zähelastisch fester Zustand des Kunststoffes ein. Anschließend kommt es mit fortgeschrittener Temperatur ab einer Schmelztemperatur T_m zu einem Aufschmelzen des Kunststoffes und dann zu einem sehr schmalen plastischen Bereich, in dem sich der Kunststoff formen lässt. Anders verhält sich ein amorpher Thermoplast, bei dem kristalline Strukturen nicht aufgeschmolzen werden müssen für eine Umformung. Hier kann die Verarbeitung nach der Glasübergangstemperatur T_g vorgenommen werden, weil sich in diesem weiten Bereich ein weicher Zustand des Kunststoffes einstellt. Für beide Thermoplasten gilt, dass sich nach dem Verarbeitungsbereich bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur, ab der Zersetzungstemperatur T_z ein Zersetzungsgebiet einstellt, bei dem die Polymerketten zerstört werden und somit der Kunststoff so nicht mehr zu gebrauchen ist. Bei einem bereits erstarrten Duromer existiert kein Verarbeitungsbereich, in dem der Kunststoff in einem weichen, umformbaren Zustand vorliegt. Hier kann zwar

durch die Erhöhung der Temperatur die Festigkeit leicht gesenkt und die erzielbare Dehnung leicht erhöht werden, aber eine Verarbeitung wie bei Thermoplasten kann nicht durchgeführt werden. Nach dem harten und spröden Bereich zersetzt sich bei erhöhter Temperatur der Duromer. (Menges et al., 2002)

a) Teilkristalliner Thermoplast

- z.B.
 - PP (Polypropylen)
 - PA (Polyamid)
 - PE (Polyethylen)

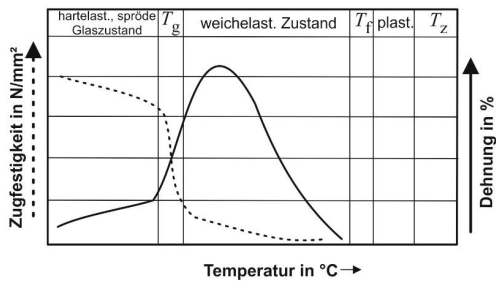
T_g : Glasübergangstemperatur
 T_m : Schmelztemperatur
 T_z : Zersetzungstemperatur



b) Amorpher Thermoplast

- z.B.
 - PS (Polystyrol)
 - PMMA (Polymethylmethacrylat)
 - PC (Polycarbonat)

T_g : Glasübergangstemperatur
 T_f : Fließtemperatur
 T_z : Zersetzungstemperatur



c) Duropplast

- z.B.
 - Epoxidharz
 - Vinylester

T_z : Zersetzungstemperatur

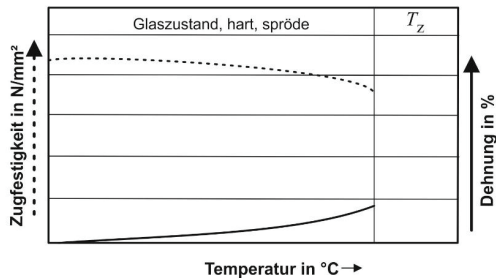


Bild 2.6: Charakteristische Verläufe der Zugfestigkeit und Dehnung über der Temperatur für einen a) teilkristallinen Thermoplasten, b) amorphen Thermoplasten und c) Duromeren. (Menges et al., 2002)

2.1.3 Verfahren zur Infiltrierung von Fasermatten durch eine Kunststoffmatrix

Im folgenden Kapitel werden drei wesentliche Verfahren gezeigt, mit denen die Kunststoffmatrix in die Fasern infiltriert werden kann.

Diese sind:

- das Harzinjektionsverfahren,
- das Nasspressverfahren und
- das Spaltimprägnierverfahren.

2.1.3.1 Harzinjektionsverfahren

Ein gängiges Verfahren der Infiltrierung der Matrix in die Fasern ist das Harzinjektionsverfahren, welches meist auch mit dem Begriff Resin Transfer Molding bzw. abgekürzt RTM bezeichnet wird (**Bild 2.7**). Hierbei wird die Faser trocken oder als vorimprägniertes Textil in die Werkzeugform zugeführt und fixiert. Nach der Evakuierung des Werkzeuges wird durch eine Harzinjektionsanlage der Kunststoff in flüssiger Form eingespritzt. Nach dem Aushärten, welches temperatur- und zeitabhängig ist, wird der faserverstärkte Kunststoff entnommen. Durch die Evakuierung wird die Gefahr der Lufteinschlüsse minimiert und somit die Bauteilqualität verbessert. Die Werkzeuge sind hierbei zweiteilig. Diese bestehen aus einer Positiv- und einer Negativform. Die beiden Formen tauchen durch die konstruktive Integration einer Tauchkante ineinander ein, so dass auch mithilfe von Dichtungsmaterialien kein seitliches Herausfließen der Matrix möglich ist. Die Fließfront beim Harzinjektionsverfahren breitet sich linearförmig oder radialförmig in der Ebene des Gewebes aus. (Hopmann und Michaeli, 2017)

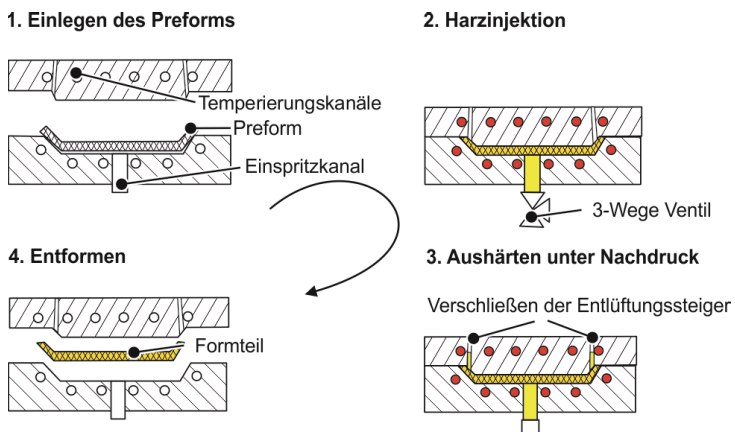


Bild 2.7: Prozessschritte des Harzinjektionsverfahrens (Hopmann und Michaeli, 2017)

2.1.3.2 Nasspressverfahren

Das Nasspressverfahren (**Bild 2.8**) stellt eine weitere Methode dar, faserverstärkte Kunststoffe herzustellen, bzw. die Matrix in die Fasern zu infiltrieren. Hierbei wird auf

die trockene und bereits drapierte Faser oder auf die vorimprägnierte 3D-Preform das Matrixsystem appliziert. Durch Druck in Faserdickenrichtung, z.B. durch das Schließen des Werkzeuges wird das Matrixsystem in die Fasern hineingedrückt. Unter Druck und Temperatur härtet die Matrix aus. Dieses Verfahren eignet sich eher für flächige Bauteile, weil das Applizieren der flüssigen Matrix auf die Preform einfacher ist und definierter gestaltet werden kann. Der Kunststoff breitet sich hierbei in Dickenrichtung der Fasern aus. (Bockelmann, 2017)

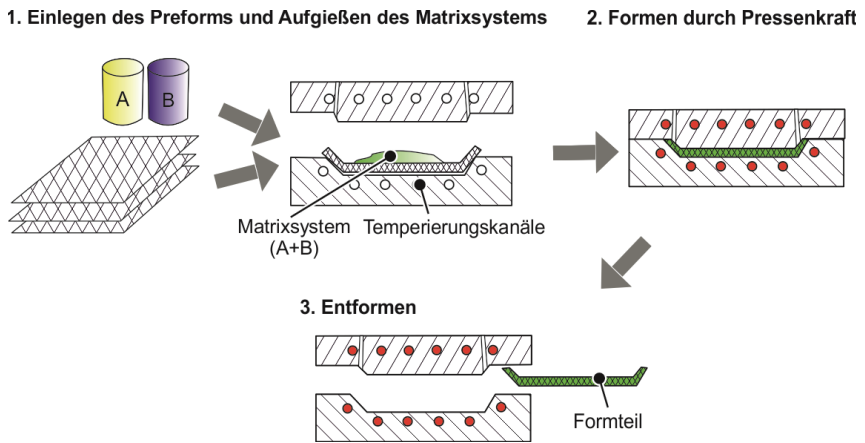


Bild 2.8: Prozessschritte des Nasspressverfahrens (LZS Sachsen N.N., 2021)

2.1.3.3 Spaltimprägnierverfahren

Von der Art der Infiltrierung stellt das Spaltimprägnierverfahren (**Bild 2.9**) eine Mischung aus dem Harzinjektionsverfahren und dem Nasspressverfahren dar.

In diesem Verfahren wird das Gewebe in einem Werkzeug bestehend aus Matrize und Patrize eingelegt. Nachdem die beiden Werkzeughälften geschlossen sind, wird der Innenbereich evakuiert. Durch das Öffnen der Werkzeughälften und den so entstehenden Unterdruck kann dann schließlich über einen Einspritzkanal die flüssige Matrix angesaugt werden. Diese fließt dann durch die Fasern in der Ebene als auch auf das Faserhalbzeug in den durch das Öffnen entstandenen Spalt. Ist die gesamte Matrix eingeflossen, wird das Werkzeug geschlossen und die Matrix fließt dann auch in Faserdickenrichtung in die Fasern hinein. Durch Kippen einer Werkzeugkomponente beim Schließen, wird eine Fließfrontrichtung realisiert. (Fischer, 2013)

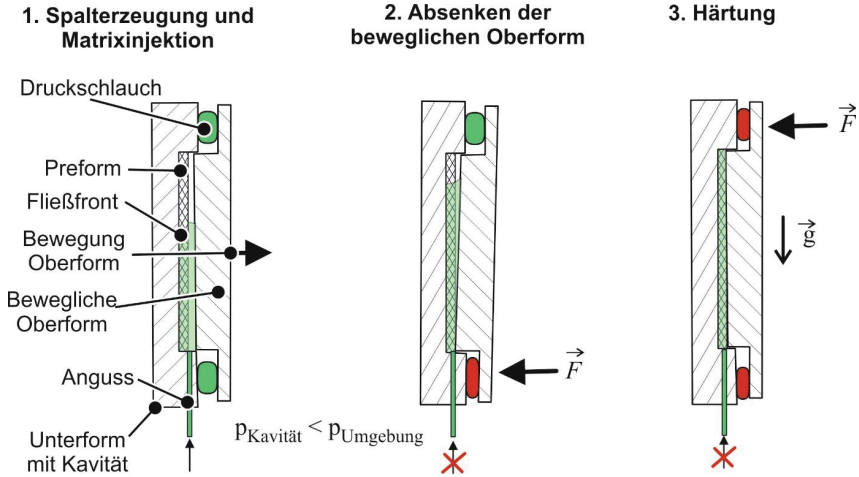


Bild 2.9: Prozessschritte des Spaltimprägnierverfahrens. (Fischer, 2013)

2.1.4 Infiltrierung und Permeabilität

Eine Infiltrierung der Fasern durch die Matrix in den genannten Verfahren ist nur möglich, wenn eine Permeabilität (Durchlässigkeit) des Faserhalbzeuges gegeben ist. Diese Permeabilität ist abhängig von der Dichte der Fasern, bzw. der Häufigkeit der Leerstellen. Die Dichte ist wie zuvor beschrieben abhängig vom Aufbau als auch von der Drapierung (Vernet et al., 2014). Kommt es zu einer starken Drapierung in der die Fasern sich aufstauen, ändert sich auch die Permeabilität der Fasern (Arbter et al, 2011). Somit besteht die Gefahr, dass Bereiche unzureichend infiltriert werden.

Die Durchlässigkeit poröser Stoffe wird durch das Darcy-Gesetz beschrieben (Darcy, 1856).

$$v = -\frac{\kappa}{\eta} \cdot \nabla p \quad (2.1)$$

Hierbei wird mit v der flächenbezogene Durchfluss genannt. Die Variable κ ist ein Materialwert, der die Durchlässigkeit des porösen Mediums beschreibt. Das Fluid mit der dynamischen Viskosität η fließt, durch die herrschenden Druckdifferenz ∇p getrieben, von einem Ort zum anderen.

2.2 Werkstoffverbunde mit Decklagen aus metallischen Werkstoffen

Die makroskopisch inhomogenen Werkstoffverbunde bestehen mindestens aus zwei Schichten unterschiedlicher Werkstoffe (**Bild 2.10**). Hierbei kann ein symmetrischer oder ein unsymmetrischer Aufbau des Verbundes vorliegen (Nestler, 2014). Wie in DIN 53290 beschrieben, werden diese Verbunde in drei Gruppen unterteilt:

- Symmetrisch aufgebaute Laminare mit Decklagen gleicher Dicke und gleichem Werkstoff
- Unsymmetrisch aufgebaute Laminare mit Decklagen unterschiedlicher Dicke und gleichem Werkstoff
- Unsymmetrisch aufgebaute Laminare mit Decklagen unterschiedlicher Dicke

Während die Decklagen aus einem Vollmaterial wie z.B. einem metallischen Blech bestehen, können die stützenden Kerne auch anders aufgebaut sein. Die Geometrie des Kerns ist je nach Anwendungsfall und Anforderung unterschiedlich. Nachfolgend sind typische Kernstrukturen gelistet (Nestler, 2014):

- Schaum: z.B. Metall, Kunststoff
- Homogenes Vollmaterial: z.B. Metall, Kunststoff
- Wabenstruktur: z.B. Metall, Kunststoff
- Verbundwerkstoff: z.B. Faserverbund

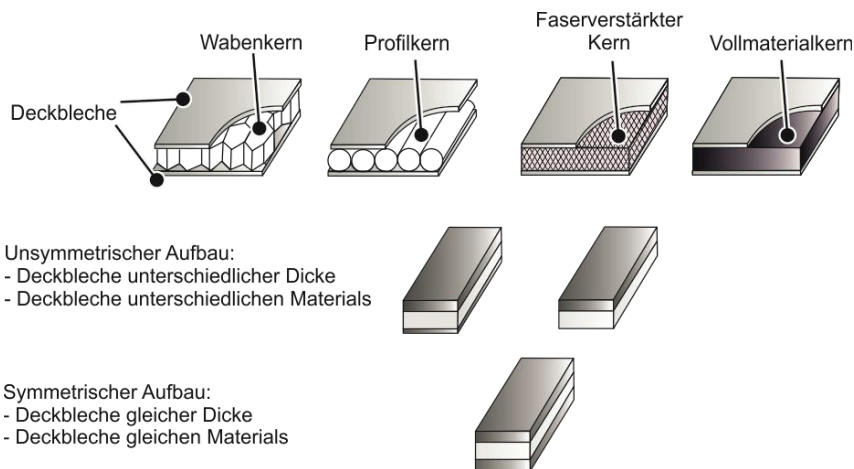


Bild 2.10: Werkstoffverbund mit unterschiedlichem Kern und unterschiedlichem Lagenaufbau (Nestler, 2014)

2.2.1 Mehrlagige metallische Verbunde

Mehrlagige metallische Verbunde unterscheiden sich in ihrem Aufbau und den eingesetzten Werkstoffen. Stahlhersteller wie z.B. die Wacker Group oder JFE Steel bieten Verbunde, in dem die Schichten mindestens zweilagig immer als Vollmaterial vorliegen, von Dicken ab ca. 0,5 mm an (N.N., 2019). Die Dicken der Verbunde können mehrere Zentimeter betragen. In den meisten Fällen wird ein Stahl mit anderen Metallen verbunden. Hierbei erfüllt das Metall eine benötigte physikalische Anforderung, die

durch den Stahl nicht ausreichend erfüllt werden könnte. So wird Kupfer als Decklage zur verbesserten Wärmeübertragung z.B. in Solarabsorbern (Steinbach et al., 2012) und Messing bei geforderten Gleiteigenschaften (N. N., 2019) z.B. in Wälzlagerkäfigen benutzt.

Darüber hinaus gibt es die Möglichkeit, die Zwischenlage als metallischen Schaum auszuführen und diese Leichtbaustrukturen für unterschiedliche Anwendungen zu nutzen wie z.B. der Luft- und Raumfahrt, dem Schienenverkehr und auch im Haushalt (Banhart und Seeliger, 2012). Hierbei handelt es sich meist um Aluminiumschäume, da im Vordergrund das niedrige Gewicht und die Wärmeisolation stehen.

Weiterhin existiert die Möglichkeit, die Decklagen durch eine metallische Wabenstruktur zu trennen. Hierbei werden die Kernstrukturen mit den Deckblechen verklebt. Durch die hohe Biegesteifigkeit werden solche leichten Komponenten als Bodenbleche aus einem Aluminiumwabenkern und Aluminiumblechdecklagen im Transportwesen verwendet (Euro-Composites® S.A.)

2.2.2 Metall-Kunststoff Verbunde

Die Nutzung von Verbunden aus einer Kernschicht aus Kunststoff und metallischen Decklagen reicht zurück bis in die 1960er Jahre (Staugaitis und Kobren, 1966), wo diese Verbunde zunächst z.B. in der Luftfahrt Anwendung fanden. Die Schichtdicke eines solchen Verbundes variiert dabei stark und ist abhängig vom Anwendungsfall. Eine Schichtdicke von insgesamt nur 12 μm weist die Protact® Folie der Fima Tata Steel (N. N., 2017) auf, in der eine Metallfolie mit Kunststofffolien beidseitig bedeckt ist. Verbunde für Strukturbauteile im Transportwesen (z.B. Automobilbereich) wie die Bleche namens Litecor® oder Bondal® (Thyssenkrupp Steel Europe) weisen eine Blechdicke von ca. 0,5 mm bis ca. 3,0 mm auf. Der Kunststoffkern erfüllt in diesem Verbund verschiedene Aufgaben. In geschäumter Ausführung kann der Kunststoffkern die thermische Isolation verbessern (Stamm, 2006). Als Vollmaterial kann dieser Kern die Bauteilsteifigkeit in Komponenten wie einer Frontklappe erhöhen (Goede, 2014), (Goede et al., 2005). Viele Stahlhersteller bieten solche Verbunde an, wie z.B. auch Arcelor Mittal mit dem Verbundblech Usilight®, welches im Bereich des Radhauses zur Reduzierung der Geräuschemission zum Einsatz kommt (Hirsch, 2014). Nicht allein der Kunststoffkern wird so gestaltet bzw. konzipiert, dass dieser eine Funktion übernimmt, auch die Deckbleche übernehmen hierbei Funktionen und können dementsprechend gestaltet sein: Neben flachen Deckblechen können die Verbunde auch strukturierte Deckbleche aufweisen, die z.B. auch eine verbesserte Stabilität oder physikalische Funktionen (z.B. Schallabsorption) bieten (Schroter und Ross, 1970). Perforierte Deckbleche in Kombination mit einem Polymerkern mit Hohlräumen sind im Patent von Elder und Lewis (1973) dargestellt. Hierbei steht die Funktion der Schallabsorption im Vordergrund.

2.2.3 Herstellungsverfahren für metallische Verbunde

Werden mehrlagige Verbunde aus Vollmaterial hergestellt, können die Walzverfahren für diskontinuierliche (Yoshiwara et al., 1989) oder für kontinuierliche Halbzeuge (Blümel et al., 2002) zum Einsatz kommen. Hierbei wird unter Nutzung eines Walzprozesses bei einer Temperatur von ca. 550°C – 600°C zwei oder mehr Lagen auf die gewünschte Blechdicke heruntergewalzt. Durch die Oberflächenvergrößerungen an der Grenzfläche wird eine form- und stoffschlüssige Verbindung der Metalle realisiert. Dieses Verfahren des Walzens ist auch als Walzplattieren bekannt. Typische Werkstoffverbunde aus Blechen unterschiedlicher Legierungen können auch durch Kleben (Milch, 2007) oder durch Walzplattieren (Steinbach et al., 2012) hergestellt werden.

2.2.4 Herstellungsverfahren für Metall-Kunststoff Verbunde

Um Metall-Kunststoff Verbunde herzustellen, können kontinuierliche Verfahren genutzt werden. Im Patent von Schroter und Ross (1970) wird ein Verfahren gezeigt, bei dem ein Blech vom Coil abgerollt und schichtweise die anderen Werkstoffe (Polymere) fließend auf diese Decklage aufgetragen werden. Der abschließende Schritt ist die Konfektionierung des Bandes auf das gewünschte Maß. In dem durch Gauriat et al. (2005) beschriebenen Patent wird ein Polymer-Metall Laminat dargestellt, welches in einem kontinuierlichen Verfahren hergestellt wird, indem der Kunststoff direkt auf das Blech extrudiert wird.

In einem anderen kontinuierlichen Herstellungsverfahren werden Verbunde hergestellt, in dem das metallische Blech als Kern vorliegt und dies mit Decklagen aus Kunststoff umgeben ist (Funk et al., 1981). In diesem Patent wird ein Blech vom Coil abgerollt und erwärmt. Nach dem Erreichen der gewünschten Temperatur, wird ein durch ein Kalanderungsverfahren verarbeitetes Polymer auf die erwärmten Bleche aufgetragen und durch Walzen aufgedrückt. Auch das Verfahren, welches durch Busby et al. (1997) patentiert wurde, beschreibt ein kontinuierliches Verfahren, bei dem ein Stahlblech vom Coil abgerollt wird und ein- oder beidseitig durch hierauf abrollende Polymerfolien dieses Blech abgedeckt wird. Unter Nutzung von Temperatur und einem Normaldruck durch Walzen wird hier die Verbindung an das Blech realisiert. Ziel einer solchen Kaschierung ist meist der Schutz vor Korrosion.

In dem durch Greve (2004) gezeigten Verfahren wird statt eines Halbzeuges direkt in einem Schritt ein Polymer-Metall Bauteil hergestellt. Hierbei werden zwei dünne Stahlbleche mit ca. 0,3 mm Blechdicke in ein Umformwerkzeug eingelegt und zwischen den Werkzeugen eingespannt. Anschließend wird das flüssige Polymer zwischen die Bleche eingespritzt und durch den Innendruck wird die Kontur der Bleche erzeugt. Rauscher (2011) und Hussain (2013) zeigen, dass bei einem zweilagigen Verbund aus Kunststoff und metallischen Blechen, die Herstellung auch durch eine Spritzgussmaschine erfolgen

kann. Dabei kann der Druck des Kunststoffes dazu dienen, das metallische Blech umzuformen. Das Fügen kann hierbei durch Formschlüsse verstärkt werden.

2.3 Faser-Metall Laminate

Faser-Metall Laminate (FML) sind eine weitere Fortführung dieser beiden Werkstoffgruppen. Zum einen ist der Kern ein Verbundwerkstoff (faserverstärkter Kunststoff), zum anderen ist mit dem Aufbau dieses Kernes und der metallischen Decklagen das FML ein Werkstoffverbund vorhanden. Hierbei bestehen die FML aus mindestens einer Schicht faserverstärktem Kunststoff und mindestens einer metallischen Deckschicht. Zwei gängige FML sind unter den Namen Glare (**G**lass **L**aminat **A**luminium **R**einforced **E**poxy) oder Arall (**A**ramid Reinforced **A**luminium **L**aminat) industriell verfügbar und nehmen im Flugzeugbau eine entscheidende Rolle ein. Diese beiden FML weisen beidseitig äußere metallische Decklagen auf. Ein wesentlicher Vorteil ist, dass bei einer Schädigung die Rissausbreitung in den Zwischenlagen an den Fasern gestoppt wird (Vogeleang und Gunnink, 1986). Weiterer Vorteil ist eine verbesserte akustische Dämpfungseigenschaft der Laminate, die durch die Zwischenschicht gegeben ist (Vogeleang und Gunnink, 1986). Der Beginn der Nutzung von Faser-Metall Laminaten liegt in der Luftfahrt. Hier können die leichten und durch die erhöhte Dicke auch biegesteifen Laminate die Festigkeit von Bauteilen im Flugzeug erhöhen (Sinke, 2003).

2.3.1 Herstellung der Faser-Metall Laminate

Die Faser-Metall Laminate können, wie die zuvor beschriebenen Verbunde in **Bild 2.10**, einen symmetrischen mit mindestens drei oder einen unsymmetrischen Aufbau mit mindestens zwei Lagen besitzen. Je nach Aufbau kommen unterschiedliche Verfahren zur Herstellung dieser Verbunde zum Einsatz.

Die ersten und bis heute im Flugzeugbau stets angewandten Faser-Metall Laminate Glare und Arall sind in den 1980er Jahren am Institut für Luftfahrt der TU Delft erfunden worden. Im Patent „Schichtstoff aus metallschichten und aus durchgehendem faserverstärktem synthetischem Material, EP312151A1“ von Vogeleang und Roebroeks (1989) wird ein ebener Werkstoffverbund aus metallischen Deckblechen (z.B. Stahl, Aluminium oder Kupfer) mit einer Zwischenschicht aus Glasfasern also lose Fasern beschrieben. Vogeleang und Gunnink (1986) beschreiben das an der TU Delft neuentwickelte Material Arall, welches für den Flugzeugbau z.B. aufgrund des niedrigen Gewichtes bei gleichzeitig verbessertem Impactverhaltens von hoher Bedeutung ist. So kann gegenüber der Verwendung monolithischer Aluminiumbleche eine ca. 20 prozentige Gewichtsreduktion erreicht werden. Die Strukturbauteile sind anfänglich im Autoklavverfahren (**Bild 2.11**) hergestellt worden (Sinke, 2003). Hierbei werden abwechselnd die metallischen Bleche mit den mit Matrix getränkten Fasern bedeckt. Anschließend werden diese Schichten evakuiert und in einen Autoklav eingelegt. Hierbei handelt es sich um eine temperierte Druckkammer, die dafür sorgt, dass Fasern unter hohem

Druck (ca. 6 bar) und erhöhter Temperatur (ca. 200°C) aushärten. Nur leichte Krümmungen lassen sich so realisieren. Daher werden oft Elemente der Außenschale von Flugzeugrümpfen gefertigt.

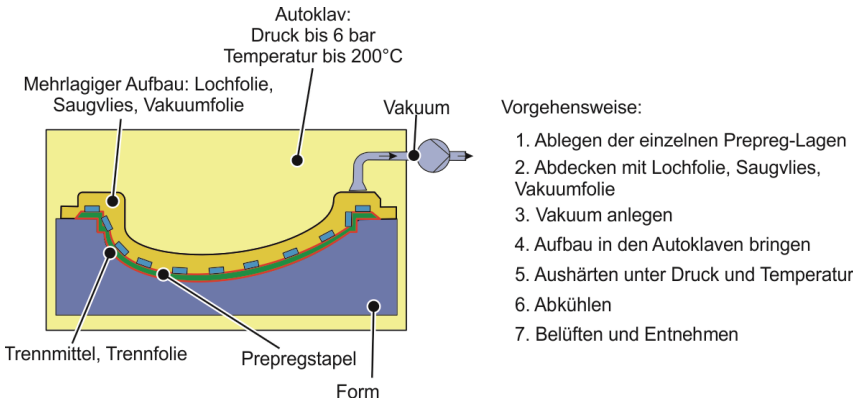


Bild 2.11: Autoklavverfahren (R und G N.N., 2021)

Aufgrund der hohen Fertigungskosten bei Nutzung des Autoklavprozesses, beschäftigen sich viele Forschungsthemen mit der Untersuchung neuartiger Fertigungsverfahren. Liegt das FML als ebenes Halbzeug vor, besteht die Möglichkeit dieses direkt zu einem dreidimensionalen Produkt umzuformen. In Arbeiten von Behrens et al. (2014) werden Aluminiumdeckbleche aus AW-5754 mit einer Dicke von 1 mm und einer Zwischenschicht mit bis zu 2,5 mm aus einem Glasfasergewebe, welches in einer Polyamid 6 (PA-6) Matrix eingebettet ist, in einem Prozessschritt tiefgezogen. Dies lässt sich nur erreichen, weil es sich um eine thermoplastische also auch unter Temperatur erweichbare Matrix handelt. Das gleiche Matrixsystem wird in den Untersuchungen von Wollmann et al. (2016) auch genutzt, so dass auch hier nach einer Erwärmung dieses ebene Halbzeug bestehend aus metallischen Deckblechen (Stahl) und eine Zwischenschicht aus PA-6 und einem Gelege aus Karbonfasern tiefgezogen werden kann.

Im Verfahren, welches durch Frantz et al. (2011) genutzt wird, wird ein unsymmetrisches FML hergestellt. Hierbei wird ein Blech in einem ersten Prozessschritt umgeformt. In einem nachfolgenden Prozessschritt wird ein vorimprägniertes Faserhalbzeug (Prepreg) in das mit dem umgeformten Blech belegten und erwärmten Werkzeug eingelegt und in das Blech drapiert. Stegmaier et al. (2008) kleben mit einem Epoxidharz textile Einlagen unterschiedlichen Aufbaus zwischen zwei metallischen Blechen (Stahl) und formen dieses Halbzeug vor der Aushärtung um. Hierzu ist neben einem ausreichenden Kontaktdruck auch eine Temperierung des Werkzeuges notwendig.

Wang et al. (2017) beschreiben ein weiteres Verfahren zur Herstellung unsymmetrischer FML. Hierbei wird ein Blech (Stahl) in einem ersten Schritt umgeformt. In einem weiteren Werkzeug bzw. auch weiteren Prozessschritt wird das Faserhalbzeug in das bereits umgeformte Blech eingelegt. Hierbei handelt es sich zur besseren Handhabung um ein bereits mit geringem Binderanteil vorgeformtes Faserhalbzeug. Nach dem Schließen des Werkzeuges wird durch das Harzinjektionsverfahren die Matrix eingespritzt. Hierbei wird ein Epoxidharzsystem genutzt, weil hiermit eine für die Infiltrierung der Faser geringe Viskosität erreicht werden kann. Mit dem Harzsystem Epikote 05475 wird eine geringe Viskosität von $500 \text{ mPa} \cdot \text{s}$ erreicht. In Wang et al. (2016) wird ein modulares Werkzeug für dieses Verfahren vorgestellt, womit Prozesskosten gesenkt werden können.

In dem Verfahren von Huang et al. (2013) wird ein metallisches Deckblech mit Prepregs (Karbonfasern in einer duroplastischen Matrix) bedeckt. Hierzwischen wird eine Klebstofflage zur adhäsiven Bindung aufgebracht. Durch hohen Druck und unter Zugabe von Wärme wird bei einem Prägeprozess der faserverstärkte Kunststoff mit dem Blech verbunden. Zudem wird zur Stützung prozessbedingt ein Stützblech auf der Faserseite verwendet.

Ein weiteres Verfahren zur Herstellung eines Faser-Metall Laminates wird im Patent „Fahrzeugkarosserie mit einer Baugruppe in Blechschalenbauweise und CFK-Kernverstärkung“ durch Hogger und Sielaff (2004) beschrieben. Hierbei wird am Beispiel eine B-Säule einer KFZ-Karosserie der Aufbau des FML erläutert. Zwei metallische und bereits umgeformte Bleche werden mit einem bereits umgeformten und ausgehärteten karbonfaserverstärkten Kunststoff als Zwischenlage verbunden. Die drei Lagen werden miteinander verklebt und zur Fixierung zuvor vernietet. Ziel der Verstärkung ist die erhöhte Steifigkeit, die einem Eindringen der B-Säule in den Fahrgastraum entgegenwirkt.

Für die Herstellung von Bauteilen aus Faser-Metall Laminaten werden unterschiedliche Verfahren, die in **Bild 2.12** zusammengefasst sind, genutzt. Hierbei sind zur Herstellung mehr als ein Werkzeug und auch mehr als ein Prozessschritt notwendig. Mit der Einführung von thermoplastischen Matrixsystemen ist die Nutzung vorimprägnierter Faserhalbzeuge, die zur weiteren Verarbeitung erweicht werden können, zur Umformung von FML realisiert worden. Die Nutzung dieser ebenen Halbzeuge stellt die bis heute einzige Möglichkeit, komplexe Bauteile günstiger als im Autoklavprozess herzustellen.

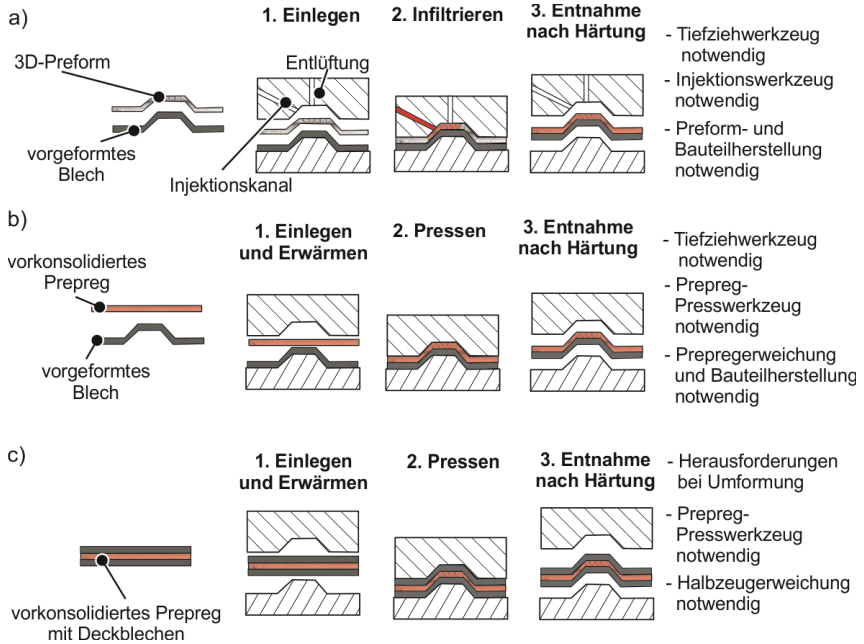


Bild 2.12: Möglichkeiten der Herstellung von Faser-Metall Laminaten a) durch Nutzung eines Harzinjektionsverfahrens bei unsymmetrischem Aufbau, b) Nutzung eines Prepregs und eines vorgeformten Bleches, c) Nutzung eines Halbzeuges bestehend aus vorkonsolidiertem Prepreg und anhaftenden Deckblechen.

2.3.2 Umformung von Faser-Metall Laminaten

Die Umformbarkeit der Faser-Metall Laminaten ist neben dem Blechmaterial abhängig vom Matrixsystem und dem Faserhalbzeug. Das Matrixsystem kann auf duroplastischer Basis bestehen. Hierbei kann eine Umformung nur erfolgen, wenn der Kunststoff noch nicht ausgehärtet ist, wie Steglmaier et al. (2008) zeigen. Sinke (2003) beschreibt zu dem Werkstoffverbund Glare, dass eine Umformung im ausgehärteten Zustand durch Biegen und nur bei geringen Blechdicken ($< 2,0$ mm) zu realisieren ist. Hier besteht der Aufbau dann aus vier metallischen Decklagen und drei Zwischenlagen aus faserverstärktem Kunststoff. Die erzielbaren Biegeradien sind ähnlich den Radien beim Biegen von monolithischem Blechen des genutzten Blechwerkstoffes. Werden dreidimensionale Bauteile mit größerer Blechdicke benötigt, so müssen zunächst die Blechbauteile umgeformt werden und schichtweise die getränkten Fasern auf die Bleche aufgelegt werden. Anschließend wird im Autoklav das dreidimensionale Bauteil ausgehärtet. Auch die Erzeugung leicht gekrümmter Bauteile im ausgehärteten Zustand durch

Streckziehen ist möglich (Sinke, 2003). Sherkatghanad et al. (2017) verbessern die Umformung der Glare Halbzeuge dadurch, dass sie einen semi-ausgehärteten Epoxidharz verwenden. Hierbei ist allerdings der Zustand der Aushärtung schwer zu steuern und somit Ergebnisse nur schwer reproduzierbar.

Besteht die Matrix aus einem Thermoplast, so kann diese Matrix durch Wärme erweicht werden. Die Zersetzungstemperatur des Kunststoffes darf hierbei nicht erreicht werden. In Arbeiten von Behrens et al. (2014) wird ein Laminat bestehend aus zwei AW-5754 Decklagen in 1 mm Dicke und einer Zwischenschicht aus Prepreg, bestehend aus Glasfaserverstärktem Polyamid 6 mit einem Faservolumengehalt von 40 %, umgeformt. Hierzu werden zunächst die Lagen aufgeschichtet und in das Werkzeug, bestehend aus Stempel, Niederhalter und offener Matrize eingelegt. Bei der Umformung eines Rundnapfes durch Tiefziehen ist neben einer verstärkten Faltenbildung 2. Art im Matrizen-einlaufbereich auch eine ungleichmäßige Blechdicke zu erkennen, die auf eine Ansammlung von Kunststoff zurückzuführen ist. Da der Kunststoff bereits an den Fasern haftet, werfen die Fasern durch die Ansammlung Falten und es kommt zu Überlappungen der Fasern. Behrens et al. (2014) schlagen zur Lösung des Problems hinsichtlich der Kunststoffverdrängung die Verwendung eines Werkzeuges, in dem das Bauteil überall Werkzeugkontakt hat, um eine Verdrängung und somit Ausbeulung zu verhindern. In den Untersuchungen von Hahn et al. (2016) werden FML Streifen in einem V-Biege Prozess umgeformt. Diese bestehen aus zwei Deckblechen aus einem mikrolegierten Stahl der Dicke 0,25 mm und einer Kernschicht bestehend aus einem Karbonfasergelege eingebettet in einer Polyamid 6 Matrix mit einem Faservolumengehalt von 45%. Vor der Umformung werden diese auf Temperatur von bis zu 240°C erwärmt, um den Kunststoff zu erweichen. Es konnte festgestellt werden, dass mit kleinerem Radius des Biegestempels die Verdrängung der erweichten Kunststoffmatrix steigt und somit die Bauteildicke inhomogener wird. Im Bereich des Stempelradius ist die Bauteildicke am geringsten. Sind die Fasern parallel zur Fließrichtung des Kunststoffes eingelegt, so wird das Verdrängen des Kunststoffes erleichtert, was zu einer stärkeren Blechdickenabnahme führt. Im Zuge weiterer Untersuchungen mit diesem Halbzeug wurden Rundnäpfe tiefgezogen (Wollmann et al., 2016). Durch die weiche Zwischenschicht mit der Dicke von 1,5 mm kommt es aufgrund der tangentialen Druckspannungen beim Tiefziehen im Flansch- und im Matrizen-einlaufbereich zu einer Faltenbildung. Die 0,25 mm dicken Deckbleche werden nicht gestützt, was zu einer verstärkten Faltenbildung führt. Durch Erhöhung der Niederhalterkraft kann die Faltenbildung verringert, aber nicht gänzlich vermieden werden. Graf und Lachmann (2013) nutzen ein ähnliches Halbzeug. Eine Zwischenlage aus Karbonfasergelege in PA6 Matrix wird beidseitig durch EN-AW6082 Aluminiumbleche bedeckt. Durch das Tiefziehen entstehen Falten, die im Rahmen dieser Untersuchungen nicht beseitigt werden können. Auch Rajabi et al. (2017) formen FML zu Näpfen um. Sie verwenden Aluminiumdeckbleche der Legierung AA1200 und eine Zwischenschicht aus einem Glasfasergewebe in einer Matrix aus

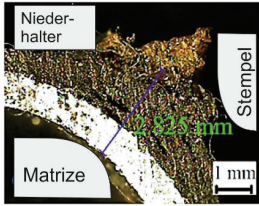
Polypropylen. Die Dicke der Bleche beträgt 0,5 mm, während die Dicke des Faserverbundkunststoffes 1,0 mm beträgt. Eine zu geringe Niederhalterkraft führt zur Faltenbildung im Flansch- und im Einzugsbereich. Erhöht man zur Vermeidung der Falten die Niederhalterkraft, so kommt es zu Bodenreißer durch Bleche und Fasern, da die Fasern bei zu großer Kraft nicht in das Werkzeug einlaufen und somit dann reißen. Blala et al. (2021) zeigen, dass sich durch eine optimierte Faseranordnung und durch einen optimierten Faserzuschnitt die Risse und Falten in den Deckblechen deutlich reduzieren lassen.

In den Untersuchungen von Dau et al. (2011) und Nestler et al. (2017) werden FML nicht als Ganzes umgeformt, sondern es wird das erweichte Prepreg in das zuvor umgeformte Blech eingelegt und unter Temperatureinwirkung auf (unsymmetrischer Aufbau bei Dau et al. 2011) bzw. zwischen (symmetrischer Aufbau bei Nestler et al. 2017) den Blechen umgeformt und im Werkzeug unter Beibehaltung des Druckes ausgehärtet. Es wird zwar an dieser Stelle kein FML umgeformt, jedoch entstehen bei Nestler et al. (2017) an gewissen Stellen Falten in den Blechen, wenn es zur letzten Umformung mit dem Prepreg kommt, was auf die viskose Zwischenschicht zurückzuführen ist. Dau et al. (2011) stellen fest, dass durch den unsymmetrischen Aufbau die Fasern und die Matrix in Bereichen ohne Werkzeugdruck sich vom Blech lösen. Neben der Delamination und der daraus resultierenden ungleichmäßigen Blechdicke, entstehen im Inneren des faserverstärkten Kunststoffes leere Zwischenräume.

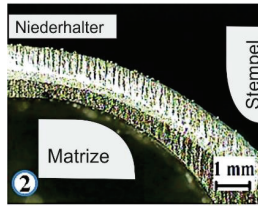
Lee et al. (2014) ziehen Näpfe aus einem unsymmetrischen FML tief. Hierbei untersuchen sie, wie es sich auf die Umformung auswirkt, wenn das Deckblech in einer Variante Kontakt mit Niederhalter und Stempel oder in der anderen Variante nur Kontakt mit der Matrize hat. In beiden Varianten ist eine Verdrängung der Matrix aus dem Bereich des Stempelkantenradius erkennbar. Hat im Bereich des Matrizeinlaufradius der erweichte faserverstärkte Kunststoff keinen direkten Werkzeugkontakt, kommt es hier zu einer Matrixansammlung. Hat dieser allerdings Kontakt in diesem Bereich, kommt es zu einer Matrixverdrängung und die Blechdicke nimmt an dieser Stelle auch ab. Hat im Bodenbereich der faserverstärkte Kunststoff keinen direkten Kontakt mit dem Stempel, ist ihm also abgewandt, so kommt es zu einer Delamination der Schichten, da kein Druck auf diese ausgeübt wird.

Die bei der Umformung von Faser-Metall Laminaten häufig auftretenden Fehler sind in **Bild 2.13** zusammengefasst.

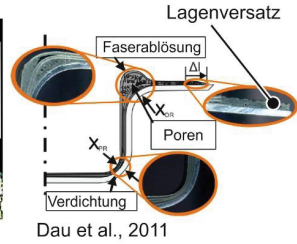
a) Verdrängung bzw. Ansammlung von Kunststoff



Lee et al., 2014

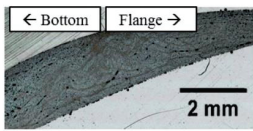


Lee et al., 2014



Dau et al., 2011

b) Faltenbildung der Faserlagen



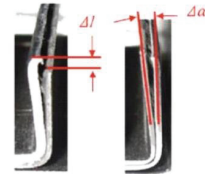
Behrens et al., 2014

c) Faltenbildung der Bleche



Wollman et al., 2018

d) Delamination und Versatz



Engel et al., 2014

Bild 2.13: Häufig auftretende Fehler bzw. Herausforderungen bei der Umformung von Faser-Metall Laminaten a) Verdrängung bzw. Ansammlung von Kunststoffmatrix, b) Faltenbildung der Faserlagen, c) Faltenbildung der Bleche und d) Delamination und Versatz der Bleche zueinander.

2.3.3 Wechselwirkung zwischen Fasern und Blechen

Durch die Nutzung eines erweichten Thermoplastes und eines vorkonsolidiertem Prepregs und der Tatsache, dass kein Kontakt der Fasern mit dem Blech zu erwarten ist, ist bis heute keine Untersuchung erfolgt zum Einfluss der Fasern auf die Umformbarkeit der Bleche. In den Untersuchungen von Rajabi et al. (2017) und von Graf und Lachmann (2013) kann jedoch beobachtet werden, dass unmittelbar am Riss der Deckbleche nur sehr wenig Matrix übrig ist, so dass von einem Kontakt der Fasern mit den Blechen ausgegangen werden kann. Obwohl ein Kontakt möglich ist und es dort zum vorzeitigen Reißen des Bleches kommt, ist der Einfluss der Fasern hinsichtlich des Formänderungsvermögens nicht näher betrachtet worden. Aus dem Bereich der faserverstärkten Kunststoffe, dem Umstand geschuldet, dass für das Drapieren trockener oder mit flüssiger Matrix getränkte Fasern keine hohen Normalkräfte in Dickenrichtung der Fasern wirken, ist auch nur eine vernachlässigbare Reibkraft zu erwarten. Es existieren jedoch vereinzelt Untersuchungen zum Reibverhalten von Fasern mit oder ohne Matrix in Kontakt mit Werkzeugwerkstoffen. Massaq et al. (2016) messen die Reibkräfte zwischen einem Stahl XC48 und einem ausgehärteten Glasfaserverstärktem PA6 Kunststoff. Für eine Abzugsgeschwindigkeit von 0,5 m/s wird ein mittlerer Reibkoeffizient von $\mu = 0,25$ im

Pin on Disc Verfahren gemessen. Cornelissen et al. (2013) messen mit Hilfe eines Versuchstandes zur Messung der Seilreibung (capstan experiment for friction) angelehnt an den ASTM Standard D3108 die Reibung zwischen Karbonfaserrovings und einer metallischen Oberfläche ($R_q = 0,02 \pm 0,003 \mu\text{m}$) bzw. zwischen den Karbonfasern selbst. Aufgebrachte Normalkräfte bezogen auf die Rovinglänge betragen bis zu 900 N/m, einem niedrigen aber durchaus üblichen Wert in der Herstellung von faserverstärkten Kunststoffen. Sie können in ihren Untersuchungen feststellen, dass die relative Luftfeuchtigkeit der Umgebung einen Einfluss auf den Reibkoeffizienten hat. Mit Erhöhung der Luftfeuchtigkeit um fast 40 % sinkt der Reibfaktor je nach Reibpartnern von $\mu = 0,33$ auf $\mu = 0,28$, wobei in allen Konstellationen der Faktor stets im Bereich von ca. $\mu = 0,28 - 0,33$ liegt. Der gleiche Rückgang des Reibfaktors ist zu erwarten, wenn die Normalbelastung von 100 N/m auf Werte von bis zu 900 N/m erhöht wird. Hier ist der Abstieg exponentiell und tendiert bei hoher Belastung auf Werte von $\mu = 0,27$. Als Vergleich wurde zudem die Reibung zwischen einer Aramidfaser und einer metallischen Oberfläche gemessen. Der Filamentdurchmesser der Aramidfaser fällt mit $12,2 \mu\text{m}$ höher aus als der Durchmesser von $7 \mu\text{m}$ der Karbonfaser. Die Aramidfaser weist bei niedrigen Belastungen einen Reibwert von ca. $\mu = 0,45$ auf, während bei Belastungen um die 800 N/m der Reibwert einen ähnlichen Wert wie der der Karbonfaser aufweist. In weiteren Untersuchungen zeigen Cornelissen et al. (2014), dass mit zunehmendem Druck die Fläche des Gewebes, die mit dem Reibpartner in Kontakt ist, steigt. Die Fläche steigt durch Umorientierung der Fasern infolge des Normaldruckes. Dieser prozessbedingte Druck beeinflusst also die Bewegung der Fasern im Halbzeug (z.B. Gewebe). In den Untersuchungen von Samadi und Robitaille (2014) wird durch ein numerisches Modell gezeigt, inwieweit sich die Kontaktfläche erhöht mit zunehmender Kompaktierung der Fasern. Von anfänglich punktförmigen Kontaktflächen vergrößert sich die Kontaktfläche, in der es aufgrund der Kompaktierung zu einem höheren Faservolumenanteil kommt. Yousaf et al. (2017) beschreiben, dass diese Flächenvergrößerungen verursacht wird durch Umorientierungen bzw. auch durch ein Hineingleiten übereinanderliegender Fasern in die freien Lücken. Somit nimmt bei einem Druck in Faserdickenrichtung die Dicke des Gewebes ab.

2.4 Fazit

Die Nutzung von Faser-Metall Laminaten entstammt ursprünglich aus der Luftfahrtindustrie. Aufgrund der verhältnismäßig niedrigen Stückzahlen hat sich hier der Autoklavprozess durchgesetzt, der allerdings für hohe Stückzahlen nicht rentabel ist und somit bei Automobilen nur bei sehr geringen Stückzahlen und somit hochpreisigen Fahrzeugen verwendet wird (Goede et al., 2005). Da jedoch aufgrund der stets steigenden Bestrebungen, das Fahrzeuggewicht zu senken, die FML immer mehr ihre Vorteile wie z.B. das niedrige Gewicht und die hohe Schlagzähigkeit ausspielen können, sind ab den

2000er Jahren vermehrt Anstrengungen in universitären als auch in industriellen Forschungseinrichtungen getätigt worden, um kostengünstiger dreidimensionale Faser-Metall Laminat Bauteile herzustellen. Neben der Anwendung unterschiedlicher Prozessrouten, die meist mehrere Werkzeuge als auch Prozessschritte beinhalten, haben sich vor allem durch die Nutzung von Matrixsystemen aus thermoplastischem Kunststoff zwei Verfahren etabliert. Zum einen ist es die Nutzung eines fertigen Halbzeuges bestehend aus Blechen und einem dazwischenliegendem vorkonsolidiertem Prepreg, welches nach dem Erwärmen konventionell umgeformt werden kann. Zum anderen kann, wenn zuvor die Blechlagen einzeln umgeformt wurden, kann dieses Prepreg nach Erweichung auf die Bleche eingelegt und umgeformt werden. In beiden Fällen geschieht die Haftung durch Adhäsion. Beide Varianten haben allerdings deutliche Nachteile wie z.B. die hohen Prozesskosten durch die Nutzung mehrerer Werkzeuge und Pressen oder auch die verfahrenstechnischen Nachteile. Hierzu zählen die Matrixverdrängung und somit ungleichmäßige Blechdicke, die ungewollte Bewegung der Fasern bedingt durch die Verdrängung der Matrix aber vor allem die erleichterte Faltenbildung der Deckbleche, die auf ein Minimum reduziert jedoch nicht gänzlich vermieden werden können.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Ziel der Arbeit ist die Entwicklung der In-situ Hybridisierung zur Herstellung von Faser-Metall Laminaten in einem Ein-Schritt-Verfahren. Innerhalb dieser Arbeit wird das Verfahren entwickelt und die Wechselwirkungen zwischen Blechen und Fasern im Detail analysiert.

Für die Herstellung von Faser-Metall Laminaten existieren, je nachdem ob symmetrische oder nicht-symmetrische Aufbauten angestrebt werden, wie im Stand der Technik beschrieben, unterschiedliche Strategien. Ein Ein-Schritt-Verfahren zur Herstellung symmetrischer Faser-Metall Laminaten, welches flexibel hinsichtlich der Materialauswahl und der Materialpositionierung ist, ist bis heute nicht auf dem Markt vorhanden. Zudem sind die eingesetzten faserverstärkten Kunststoffe bei symmetrischen Aufbauten in der Regel vorkonsolidiert, was ein zerstörungsfreies Abgleiten der Schichten während des Umformvorganges erschwert. Aus diesen Gründen wird das In-situ Hybridisierungsverfahren entwickelt. Mit diesem Verfahren lassen sich dreidimensionale Bauteile in einem Werkzeug und in einem Prozessschritt unter Nutzung einer niedrigviskosen, unpolymersierten Matrix herstellen. Hierfür werden die Arbeitsschritte Tiefziehen und Harzinjektion miteinander kombiniert. Das entwickelte Verfahren der In-situ Hybridisierung erlaubt eine Einstellung von Produkteigenschaften durch

- die Einspritzung der Matrix unabhängig vom Tiefziehweg,
 - Kalibrierung der Blechdicke am Tiefziehende möglich
 - Homogene Blechdicke
- die niedrigviskose Matrix mit Polymerisierung während der Umformung und
 - Gute Infiltrierung
 - Fertigung von Bauteilen mit kleinen Radien möglich
 - Realisierbarkeit unterschiedlicher Umformeigenschaften in Abhängigkeit des Polymerisierungs- bzw. Aushärtungsgrades
- die hohe Flexibilität in Faseranordnung.
 - Belastungsangepasste Eigenschaften

In den folgenden Kapiteln werden wesentliche Untersuchungen ausführlich erläutert. Die Wechselwirkung zwischen Glasfasern und metallischen Blechen bei einer gleichzeitigen Umformung in unterschiedlich infiltrierten Zuständen wird in Kapitel 4 analysiert. Hierzu wird zunächst das Verhalten der Fasern unter Last in Dickenrichtung beschrieben. Im Anschluss wird der Einfluss der Fasern auf die Umformbarkeit untersucht, welches bis heute für FML nicht erfolgt ist. Die Beschreibungen der Einflüsse werden daraufhin experimentell und physikalisch erläutert. Abgeschlossen wird dieses Kapitel mit einer numerischen Analyse der Einflüsse von Fasern auf die Umformbarkeit, um die Wirkung der einzelnen Einflüsse quantifizieren zu können. Ziel ist es, diese Erkenntnisse für die Herstellung erster Bauteile zu nutzen.

Zwei unterschiedliche Strategien zur In-situ Hybridisierung werden in Kapitel 5 vorgestellt. Zusammen mit einem gleichzeitigen Tiefziehverfahren werden in der ersten Variante das Harzinjektionsverfahren und in der zweiten Variante das Nasspressverfahren genutzt. Hieraus werden dann zwei Prozessrouten entwickelt, mit denen die Bauteile mit nur einem Werkzeug in einem Umformschritt hergestellt werden. Daraus wird schließlich das hierfür benötigte Werkzeugkonzept entwickelt. Ein weiterer Aspekt innerhalb der Werkzeugentwicklung soll hierbei die werkzeugbedingte Relativverschiebung zwischen den Lagen, die rein durch die Geometrie oder durch die Reibung zwischen Werkzeug und Blech entsteht, sein. Für diese Untersuchungen werden analytische und numerische Verfahren verwendet.

In Kapitel 6 wird beschrieben, wie auf der Basis der Untersuchungen in Kapitel 4 und 5 erste Bauteile hergestellt wurden. Um eine hohe Bauteilqualität zu erzielen, sind eine vollständige Infiltrierung, eine reproduzierbare Bauteildicke und eine schädigungsfreie Umformung zu erzielen. Diese Eigenschaften werden in Abhängigkeit einstellbarer Prozessgrößen, wie z.B. dem Einspritzzeitpunkt, analysiert. Zudem wird innerhalb dieses Kapitels das Ziel verfolgt, die Grenzen von Anlageneigenschaften wie z.B. der RTM-Anlage bzw. der Tiefziehpresse aufzuzeigen. Abgeschlossen wird das Kapitel durch die Bestimmung der Bauteileigenschaften der erzeugten Faser-Metall Laminate.

Die hier durchgeführten Untersuchungen werden abgeschlossen durch einen Ausblick. Innerhalb dieses Ausblicks werden aus den Ergebnissen und gewonnenen Erkenntnissen Maßnahmen abgeleitet, die dieses Verfahren verbessern, um hier zu einer Serienreife zu gelangen. Somit wird mit der in der Arbeit durchgeführten Prozessentwicklung ein wesentlicher Schritt für die serienreife Produktion symmetrischer Faser-Metall Laminate geschaffen.

4 Fasern im Faser-Metall Laminat

Die Erkenntnisse folgender, von mir definierter und betreuter, studentischer Arbeiten werden ergänzend in diesem Kapitel verwendet:

- Projektarbeit „*Untersuchungen zum Formänderungsvermögen mehrlagiger Verbunde*“ von Herrn Kardo Hassan
- Projektarbeit „*Formänderungsanalyse mehrlagiger Bleche mit Variation der Zwischenschicht bei AA5182*“ von Herrn Alborz Reihani Masouleh
- Projektarbeit „*The influence of fabrics on the formability of metals by using Nakazima test setup*“ von Herren Sadam Hussain Wapande und Enver Caliskan
- Projektarbeit „*Simulative Untersuchung des Formschlusses zwischen Aluminiumblechen und ausgewählten Glasfasergeweben*“ von Herrn Julian Spee
- Masterarbeit „*Untersuchungen zum Einfluss eines Glasfasergewebes auf die Umformbarkeit von Sandwichblechen unter hohen Kontaktdrücken*“ von Hailong Wei
- Projektarbeit „*Umformverhalten eines Verbundbleches bei Nutzung eines ungetränkten Glasgewebes*“ von Hailong Wei

Teilergebnisse dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht in Menecart et al. (2019).

Die Wechselwirkung zwischen Glasfasern und metallischen Blechen bei einer gleichzeitigen Umformung in unterschiedlich infiltrierten Zuständen wird in diesem Kapitel analysiert. Bei der In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten besteht die Möglichkeit, dass die Fasern während der Umformung unmittelbar in Kontakt mit den metallischen Oberflächen treten. Dies kann bei erheblicher Verdrängung des eingespritzten Polymers oder aber bei einer Einspritzung, die nicht zu Beginn des Umformvorganges stattfindet, der Fall sein. Da in diesen Fällen keine Flüssigkeitsreibung vorliegt, treten während der Umformung die drapierbaren Faserhalbzeuge und die plastisch umformbaren metallischen Bleche in Interaktion. Zunächst wird untersucht, wie sich Fasern unter Last in Dickenrichtung verhalten. Folglich wird die Fragestellung beantwortet, wie sich das Reibungsverhalten zwischen Fasern und Blechen in Abhängigkeit der viskosen Zwischenschicht verhält. Im Anschluss an diesen Fragestellungen wird der Einfluss der Fasern auf das Umformverhalten der Bleche beschrieben. Mit Hilfe all dieser Erkenntnisse wird dann abschließend mit einem numerischen Modell analysiert, welche Effekte der Interaktion maßgeblich das Umformverhalten der Bleche beeinflussen.

4.1 Geometrie einer Fasermatte in unbelastetem und belastetem Zustand

Bei der Konstruktion von Bauteilen werden Glasfasern als Kurzfaserverwerkstoffe und Endlosfaserverwerkstoffe eingesetzt. Innerhalb der In-situ Hybridisierung werden Endlosfasern verwendet. Über Endlosfasern sind die mechanischen Eigenschaften struktureller

Bauteile bei höherer Lastübertragung besser steuerbar. Die Untersuchungen beschränken sich auf die zweidimensionale Struktur des Gewebes. Im Rahmen dieser Arbeit wird der Einfluss verschiedener Fasermattenaufbauten durch den Einsatz von Geweben untersucht. Ausgewählt werden zwei Gewebe mit unterschiedlicher Webart, um den Einfluss der Webart auf die Fasermattengeometrie unter Last zu untersuchen. Um den Einfluss der Laminatdicke bzw. der Geometrie, was sich im Flächengewicht auswirkt, auf die Fasermattengeometrie unter Last zu untersuchen, werden für die Webart Köper zwei unterschiedliche Flächengewichte gewählt: 280 g/m^2 und 80 g/m^2 . Das Flächengewicht von 280 g/m^2 stellt ein gebräuchliches Flächengewicht in FML dar.

Die untersuchten Faserwerkstoffe sind in **Tabelle 4.1** aufgelistet.

Tabelle 4.1: Parameter der untersuchten Faserhalbzeuge.

| Webart | Flächengewicht | Konstruktion/Aufbau | Laminatdicke (gemessen) |
|-----------------|---------------------|---|-------------------------|
| Leinwand Gewebe | 280 g/m^2 | Kettgarn: EC 11 - 204 tex, 8 Fd./cm Schussgarn: EC 11 - 204 tex, 6 Fd./cm | 0,23 mm |
| Köper Gewebe | 280 g/m^2 | Kettgarn: EC 9 - 68 tex x3 t0, 7 Fd./cm Schussgarn: EC 9 - 204 tex, 6,5 Fd./cm | 0,23 mm |
| Köper Gewebe | 80 g/m^2 | Kettgarn: EC 9 - 34 tex, 12 Fd./cm Schussgarn: EC 9 - 34 tex, 11,4 Fd./cm | 0,07 mm |

Auf der Basis des realen Aufbaus der beiden Gewebe kann man auf verschiedene Verformungsarten bei Belastungen während der Fertigung schließen. Hierbei unterscheidet man zwischen Verformungen in der Gewebeebene und Verformungen senkrecht zur Gewebeebene. Über die anschließenden Versuche werden die Einflüsse dieser Verformungsarten untersucht und bestätigt. Der Querschnitt bzw. die Geometrien der Rovings und der Fasermatten verändern sich mit einer Last in Dickenrichtung der Fasermatten (Potluri und Sagar, 2008). **Bild 4.1** zeigt, dass dieses auch abhängig von der Anzahl der Fasermatten ist, was sich auch in Potluri und Sagar (2008) zeigt. Aufgrund des Prozesses, Fasern zeitgleich mit einem Blech in einem Tiefziehwerkzeug umzuformen, wird hier im Rahmen dieser Arbeit die Belastung in Dickenrichtung eingegrenzt und wie folgt unterteilt:

- Verformung der Filamente (wird im Rahmen dieser Arbeit aufgrund eines minimalen Anteiles vernachlässigt).
- Verformung der Rovings senkrecht zur Gewebe-Ebene mit Querschnittsänderung (**Bild 4.1**):

- Roving-Querschnittsänderung (RQA). Aufgrund der Umlagerung der Filamente bei erwarteter niedriger Last kann sich der Querschnitt von z.B. rund zu oval zu rechteckig verändern.
 - Effekte: Verringerung des Fasermattenquerschnittes, Verdichtung/Schließen von Hohlräumen, Behinderung des Matrixflusses.
- Glasfasergewebe-Verdichtung (GGV). Nur bei mehrlagigen Geweben kommt es bei höherer Last zu einem Abgleiten der Rovings in Lücken der benachbarten Fasermatten (Thompson et al., 2018).
 - Effekte: Verringerung des Fasermattenquerschnittes, Verdichtung/Schließen von Hohlräumen, Behinderung des Matrixflusses.
- Verformung der Rovings in Gewebe-Ebene. Lokale Orientierungsänderung der Rovings.
 - Effekt: Änderung der Drapierungseigenschaften.
- Verformung der Deckbleche bei hoch verdichteten Fasermatten. Ungewolltes Eindringen der Fasern in das Blech → Blechschädigung.
 - Effekte: Oberflächennahe Umformung der Blechoberfläche, Behinderung der Umformbarkeit der Bleche. Behinderung der Faserdrapierung.

Ziel ist es, Erkenntnisse auf die bisher unbekanntenen Effekte auf die Blechumformung zu erhalten und hieraus ein Arbeitsfenster für den Prozess abzuleiten.

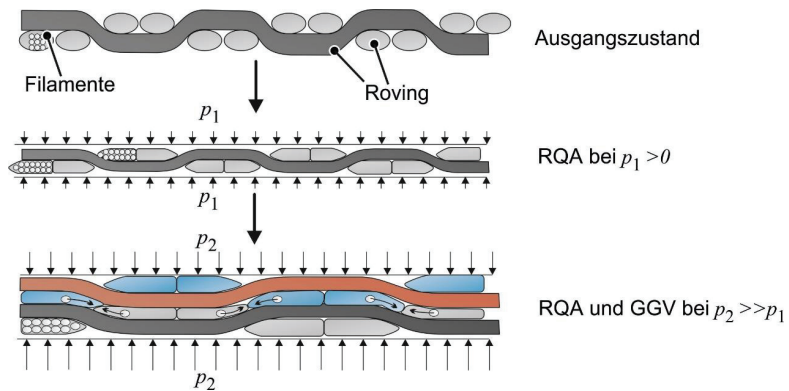


Bild 4.1: Stufen der Gewebeverdichtung in Abhängigkeit vom Normaldruck.

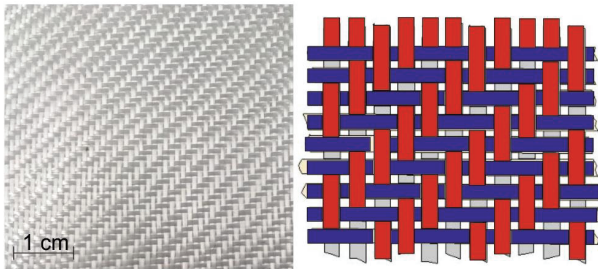
Die untersuchten Faserhalbzeuge aus **Tabelle 4.1** unterscheiden sich in ihrem Aufbau. Die Ausgangslaminatdicke, die sich auf das Flächengewicht auswirkt, liegt für die mittleren Flächengewichte bei 0,23 mm, für das hohe Flächengewicht bei 0,41 mm und für das leichteste Gewebe bei 0,07 mm. Diese Dicken sind mit Hilfe einer Messschraube

mit Rutschkupplung ermittelt, um die Vergleichbarkeit der Messungen zu gewährleisten. Die Messkraft beträgt maximal 10 N. In beiden Gewebearten (Köper und Leinwand) ist eine E-Glasfaser als Endlosfaser verarbeitet, was an der Bezeichnung EC zu erkennen ist. Ein Glasfilament hat einen Durchmesser von ca. 9 bzw. 11 μm . Die untersuchten Köpergewebe unterscheiden neben ihrem Flächengewicht (280 g/m^2 und 80 g/m^2) auch in der Garnfeinheit (Einheit „tex“). Bei dem schwereren Köpergewebe ist das Kettgarn in gefachter Ausführung vorhanden (Bezeichnung x3) jedoch nicht gedreht (Bezeichnung t0). Durch das Fachen, was vor dem Primärspinnprozess stattfindet, ist der Zusammenhalt ein wenig stärker, so dass der Querschnitt sich leicht von dem Schussgarn unterscheidet. Bei dem schweren Gewebe ist die Garnfeinheit für den Schussgarn 204 tex, was 204 g/m bedeutet. Das Kettgarn mit einer Garnfeinheit von 68 tex kommt auch auf das längenspezifische Gewicht von 204 g/m nachdem die Garnfeinheit mit drei multipliziert wird. Die Anzahl der Rovings/Faden pro cm unterscheidet sich bei den Geweben. Aus dieser Angabe lässt sich eine theoretische Rovingbreite bestimmen. Für das schwere Gewebe sind 6,5 -7 Rovings pro cm vorhanden. Für das leichtere Gewebe (80 g/m^2), welches eine Garnfeinheit für beide Garne von 34 tex aufweist, ist die Rovinganzahl mit 11,4 bis 12 Rovings pro cm höher. Bei dem leichteren Gewebe liegen die Garne weder gefacht noch gedreht vor.

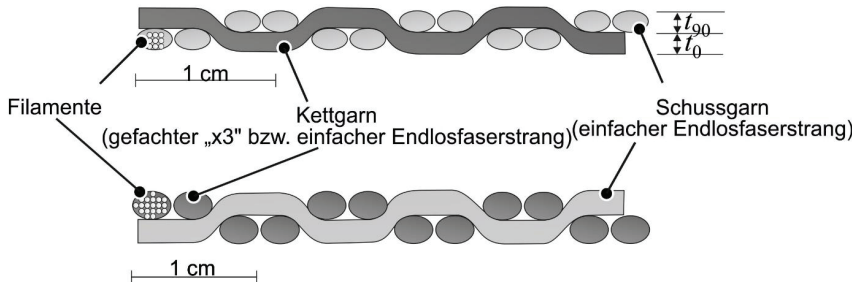
Bild 4.2 zeigt die Struktur der untersuchten Gewebe, die in Köperart gewebt sind. Es handelt sich um eine 2x2 Webung. Dies bedeutet, dass die Ondulation immer nach 2 Rovings stattfindet, wie in **Bild 4.2 a)** in der Draufsicht und im Querschnitt in **Bild 4.2 b)** zu erkennen ist. In **Bild 4.2 b)** ist das gefachte Kettgarn etwas rundlicher dargestellt, weil das Fachen eine rundlichere Form bewirkt. Kommt es zu einer Belastung in Dickenrichtung der Fasern, **Bild 4.2 c)**, so orientieren sich die Filamente um. Die Änderung der Form von Faserstrukturen beruht allein auf Reorientierungen bzw. Verschiebungen von Filamenten und Rovings. Die Filamente, nachdem diese Haftreibungen überwunden haben, bewegen sich in freie Bereiche und füllen diese, bis es zu einem Aufstauen kommt und alle Lücken gefüllt sind. Eine flachere Form des Rovings kann sich so einstellen. Da 2 Rovings in dem Köpergewebe parallel verlaufen, üben die 2 Rovings an der Kontaktstelle einen Druck aufeinander auf, der dazu führt, dass die Filamente sich dort in eine rechteckigere Form bewegen. Die Dicke eines Rovings reduziert sich folglich von der Dicke t auf die Dicke t' .

Durch die Ondulation wechseln die Rovings immer die Seite: Oberseite-Unterseite-Oberseite-Unterseite usw.. Hierdurch entsteht eine wellenförmige Form in der Längsachse der Rovings. Am Kontakt von Kettgarn zu Schussgarn, so wie in dem **Bild 4.2 c)** zu erkennen ist, werden durch die Reibkräfte die Filamente entlang dieser Wellenform bewegt.

a) Ansicht auf Gewebe und Webart schematisch dargestellt



b) Schematischer Querschnitt in 0° Richtung (oben), Querschnitt in 90° Richtung (unten)



c) Schematischer Querschnitt in 0° Richtung (oben), Erklärung Verschiebung Rovings bei angreifenden Last (unten)

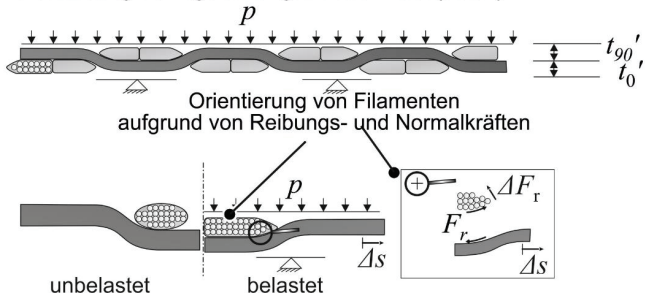
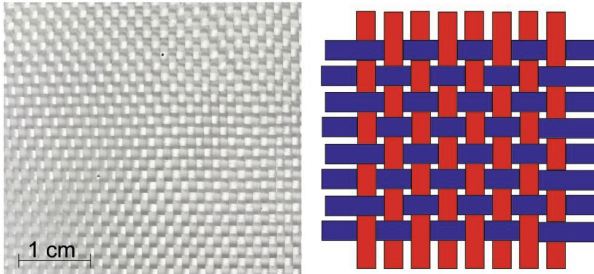


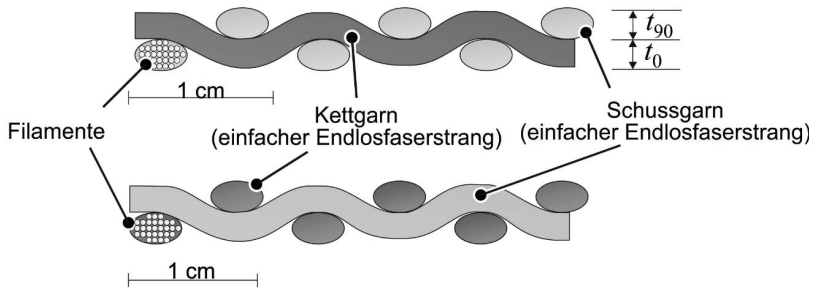
Bild 4.2: Aufbau eines Köpergewebes a) Draufsicht auf Gewebe, b) schematische Darstellung des Aufbaus im Querschnitt, c) Querschnitt unter Last in Dickenrichtung.

Um in den weiteren Untersuchungen den Einfluss der Webart auf die Umformung zu analysieren, wird auch ein Faserhalbzeug in der Webart Leinwand genutzt (**Bild 4.3 a**). Dieses zeichnet sich dadurch aus, dass die Ondulation jeweils nach einem Rovings stattfindet. In **Bild 4.3 b**) ist der Querschnitt für die Kett- als auch die Schussrichtung gezeigt.

a) Ansicht auf Gewebe und Webart schematisch dargestellt



b) Schematischer Querschnitt in 0° Richtung (oben),
Querschnitt in 90° Richtung (unten)



c) Schematischer Querschnitt in 0° Richtung (oben),
Erklärung Verschiebung Rovings bei angreifenden Last (unten)

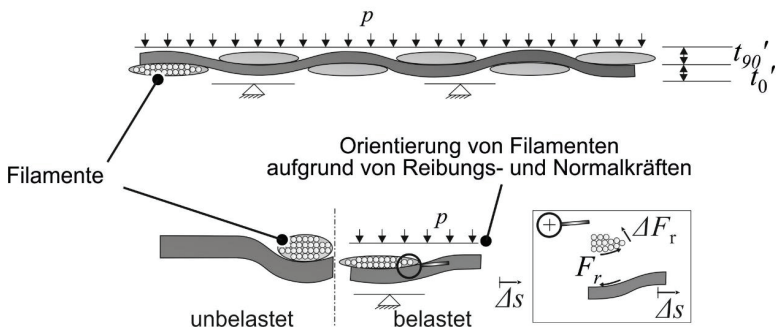


Bild 4.3: Aufbau eines Leinwandgewebes a) Draufsicht auf Gewebe, b) schematische Darstellung des Aufbaus im Querschnitt, c) Querschnitt unter Last in Dickenrichtung.

Das Leinwandgewebe, mit dem Flächengewicht von 280 g/m^2 , besitzt Garne gleicher Feinheit (204 tex) in Schuss- und Kettichtung. Das Kettgarn ist dichter angeordnet, was

an 2 Rovings pro cm mehr zu erkennen ist. Bei einer Last senkrecht zur Ebene kommt es zu auch hier zu einer Reorientierung, die dazu führt, dass die Struktur sich um einen Weg Δs dehnt. Hieraus entsteht eine Dickenabnahme der Kett- und Schussgarne (Rovings) von der Ausgangsdicke t auf die kompaktierte Dicke t' . Ähnlich zu dem 2x2 Köpergewebe führt die Reibkraft (**Bild 4.3 c**) in den Kontaktstellen dazu, dass die Filamente in den Rovings sich so orientieren, dass freibleibende Lücken in Zugrichtung der Reibkraft gefüllt werden. Der Unterschied zu dem 2x2 Köpergewebe besteht darin, dass der Rovingquerschnitt durch die sich nach jedem Roving wiederholenden Ondulationen als vollkommen elliptisch angenommen wird. Auch hier ist die Abflachung abhängig von dem vorherrschenden Normaldruck.

4.2 Verdichtungsverhalten von Fasermatten

Mit dem in **Bild 4.4** gezeigten Verdichtungsversuch wird für die betrachteten Faserstrukturen die Abnahme der Dicke in Abhängigkeit der Fasermattenanzahl und der aufgetragenen Last untersucht. Dieser Versuch dient der Untersuchung der Effekte RQA und GGK.

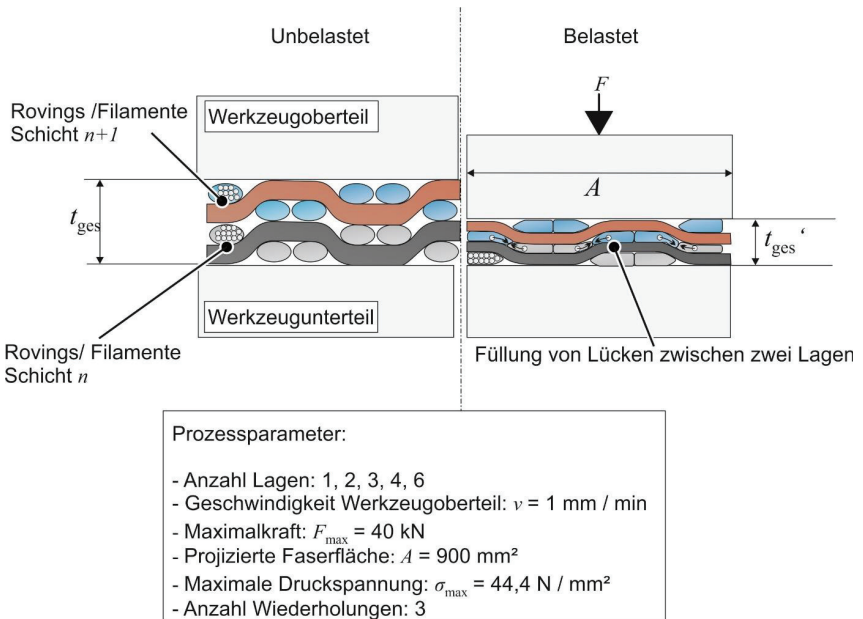


Bild 4.4: Versuchsaufbau zur Messung der Dicke der verdichteten Fasermatten.

Durch das unterschiedliche Füllverhalten der Filamente bei einer unterschiedlichen Anzahl von Fasermatten, werden fünf unterschiedliche Anzahlen an Matten untersucht. Bei

einer Anzahl an Matten $n > 1$ werden die Lagen stets mit gleicher Orientierung übereinandergelegt. Das oberflächengehärtete Werkzeug verfährt zur Verdichtung hierbei mit einer konstanten Geschwindigkeit von $v = 1$ mm/min. Die maximale Druckspannung beträgt hierbei bis zu $44,4$ N/mm². Die Dicke einer Matte entspricht den Angaben aus **Tabelle 4.1**. Eine Messung der Ausgangsdicke für mehrere Fasermatten ist aufgrund des Handlings nicht möglich und wird hier als Summe der Einzelmattendicke angenommen.

Ziel dieses Versuches ist die Analyse der maximal möglichen Verdichtung des Faserhalbzeuges und das Verifizieren der Verformungsmechanismen der Fasermatten. Neben einem technischen, charakteristischen Merkmal der Fasern ist der Wert der größtmöglichen Verdichtung wichtig für den Arbeitsbereich des In-situ Hybridisierungsprozesses. Wichtig hinsichtlich des Prozesses ist es auch, Rückschlüsse auf die Endgeometrie der Faserstruktur zu erlangen, die in Interaktion mit dem Blech tritt.

Bild 4.5 zeigt die Diagramme für die Verdichtung für die hier untersuchten Fasern.

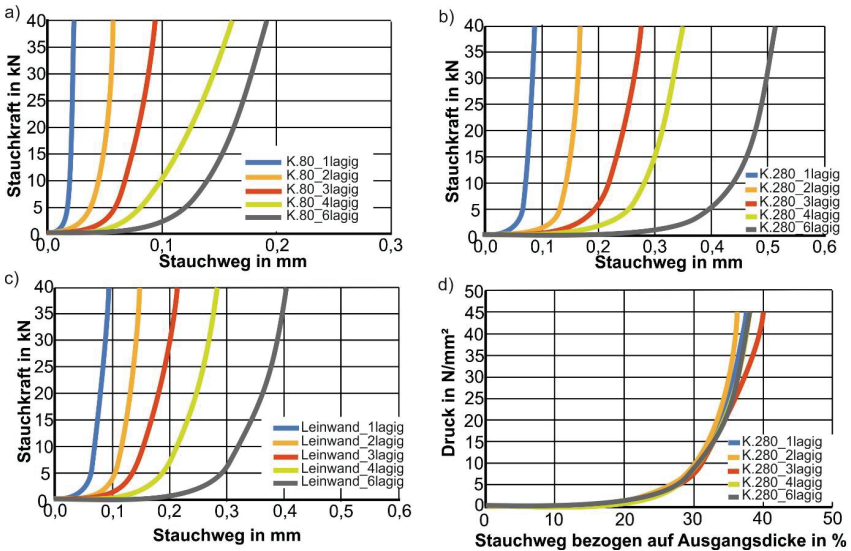


Bild 4.5: Dickenabnahme (Stauchweg) der Faserlagen bei Belastung in Dickenrichtung
a) leichtes Körpergewebe, b) schweres Körpergewebe, c) Leinwandgewebe, d) Verdichtung auf Ausgangsdicke bezogen für schweres Körpergewebe.

Für die unterschiedlichen Fasermatten ergeben sich qualitativ sehr ähnliche Kraft-Weg-Kurven wie in **Bild 4.5** gezeigt. Diese werden aufgeteilt in drei Verdichtungsgebiete: Im ersten Bereich wird das Gewebe bei geringer Last stärker verdichtet, im zweiten Bereich kommt es zu einer geringeren Verdichtung bei ansteigender Last, im dritten

Bereich zu einem starken Lastanstieg bei nahezu abgeschlossener Verdichtung. In Abhängigkeit von Gewebe und Zahl der Gewebelagen sind diese Bereiche leicht unterschiedlich ausgeprägt.

Für das leichte Körpergewebe (**Bild 4.5 a**) beträgt die Dickenreduktion bei maximaler Stempelpkraft für eine Lage ca. 33%. Hiervon entfallen circa 50% auf den ersten Verdichtungsbereich, circa 40% auf den zweiten und 10% auf den dritten Verdichtungsbe- reich. Mit zunehmender Lagenzahl wird der Anteil des dritten Verdichtungsbereichs größer, der Lastanstieg verringert sich und die Dickenreduktion bei maximaler Stempelpkraft vergrößert sich von 33% auf 40%. Bei allen Versuchen (**Bild 4.5 a - c**) konnte beobachtet werden, dass im einlagigen Versuch die Verdichtungsbereiche 1 und 2 einen ähnlichen Anteil an der Verformung haben, der Verdichtungsbereich 1 mit ca. 50% und der Bereich 2 mit 40%. Bei Verwendung mehrerer Lagen sinken die Anteile von 1 und 2 zugunsten vom Verdichtungsbereich 3. Der Verdichtungsbereich 1 wird von dem Effekt RQA dominiert. Mit zunehmender Verdichtung dominiert der Effekt GGV. Bei Verwendung mehrerer Lagen verändert sich der Verdichtungsbereich 3. Von Bereich 2 zu Bereich 3 wirkt einzig der Effekt GGV, der beim Füllen aller Zwischenräume einen Endzustand erreicht. **Bild 4.5 d**) zeigt exemplarisch für die hier untersuchten Gewebe, dass eine Reduktion der Dicke von ca. 35% bis 40% der Ausgangsdicke erreicht wird.

Sicherlich führt erst der Verdichtungsbereich 3 durch die Tatsache, dass die Rovings keine Möglichkeiten zum Ausweichen haben und durch den daraus folgenden starken Kraftanstieg, zu einer möglichen Rückkopplung auf das Blech, die es nun zu untersuchen gilt.

4.3 Druckversuche bei Faser-Blech Kontakt und hohen Lasten

Bekannt ist nun, dass die Fasermatten eine maximale Verdichtung erreichen. Die Fasermatten können daher bei hoher Last senkrecht zur Ebene zu einer Deformation des Bleches führen. Je nach verdichteter Geometrie der Fasermatten können die Eindrücke je nach Gewebeaufbau unterschiedlich ausgeprägt sein. Das Ziel dieses Kapitel ist daher die Ermittlung der Eindrückgeometrien, die durch die Fasern in dem Blech entstehen.

Hierzu wird ein Druckversuch durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist schematisch in **Bild 4.6** dargestellt. Hierbei wird eine Lage Fasern zwischen zwei Blechen eingelegt und eine Druckkraft aufgebracht. Die Faserstruktur wird hierbei zwischen zwei 1,0 mm dicken Blechen der Güte AA5182 mit der Größe von 600 mm² positioniert. Druckkräfte von 60 kN, 120 kN, 180 kN und 240 kN werden aufgebracht, was folgende Flächendrücken von 100 MPa, 200 MPa, 300 MPa und 400 MPa entspricht. Zur Information werden auch Eindrücke aus einem Nakazima-ähnlichen Versuch (Nakazima et al., 1968) aus Kapitel 4.5 betrachtet. Hierbei wird einzig die Vollprobe genommen. Die kreisrunde

Fasermatte mit einem Durchmesser von 100 mm wird hierbei nicht durch die Werkzeuge eingespannt, sondern lediglich von den zwei Deckblechen fixiert, die einen Durchmesser von 200 mm aufweisen.

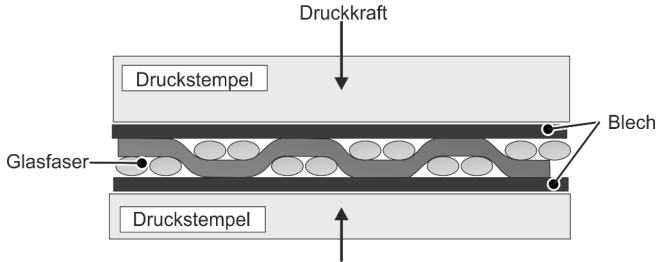


Bild 4.6: Versuchsaufbau zur Untersuchung der Interaktion Blech – Faser bei hohen Lasten in Dickenrichtung.

Die Ermittlung der Geometrie des Abdruckes erfolgt über lichtmikroskopische Aufnahmen und die Vermessung der Kettfadeneindrücke. In **Bild 4.7** werden die durch die Drücke aufgetragenen Oberflächenstrukturen in die Aluminiumoberfläche gezeigt. Die Abdrücke sind über ein Aufrichtmikroskop mit 50-facher Vergrößerung erfasst worden. Bei niedrigen Lasten, **Bild 4.7 a**, bei dem der Effekt RQA dominierend ist, ist der Freiraum zwischen den Rovings erkennbar. Bei höheren Lasten, **Bild 4.7 b**, ist der Effekt GGK dominierend und führt zu einer Verdichtung und damit einer Vergrößerung der Kontaktfläche (Samadi und Robitaille, 2014).

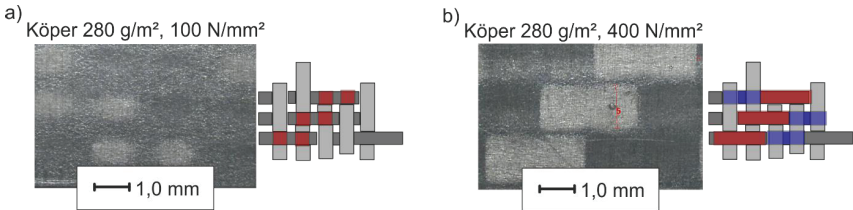


Bild 4.7: Abdrücke in Bleche durch Fasern bei Lasten von a) 100 N/mm² und b) 400 N/mm².

4.3.1 Zweidimensionale Vermessung der Eindrücke im Blech

Bild 4.8 zeigt diese Abdrücke für die untersuchten Faserhalbzeuge und für die untersuchten Lasten. Auf der linken Seite sind die Oberflächenstrukturen abgebildet, die durch eine definierte Prüflast in der Druckprüfmaschine aufgebracht wurden (Druckversuch). Auf der rechten Seite sind die Abdrücke aus dem „Nakazima-Versuch“ abgebildet.

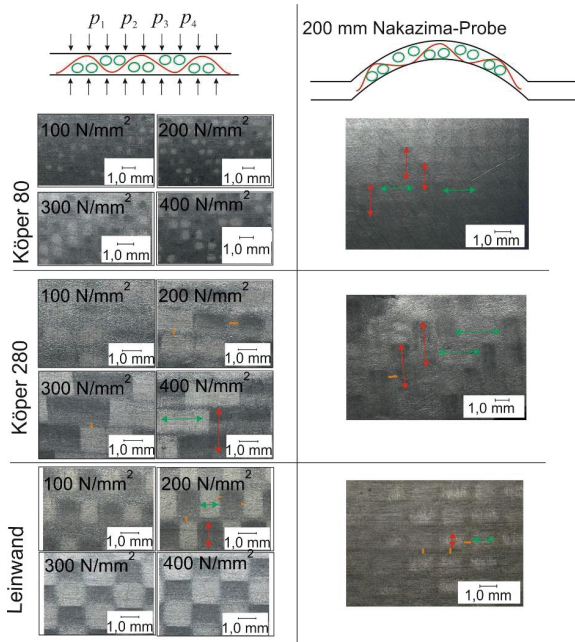


Bild 4.8: Oberflächenabdrücke im Aluminiumblech verursacht durch die Fasern im Ersatzversuch auf linker Seite und im Nakazima-Versuch auf rechter Seite.

Für die Köpergewebe wurde die Länge, in der sich zwei Rovingbreiten in das Blech hineindrücken, halbiert. Somit lässt sich der Abdruck eines Rovings erfassen und dieses auch mit dem Abdruck des Rovings vom Leinwandgewebe vergleichen. **Bild 4.9** zeigt die Ergebnisse der Vermessung der Eindrücke.

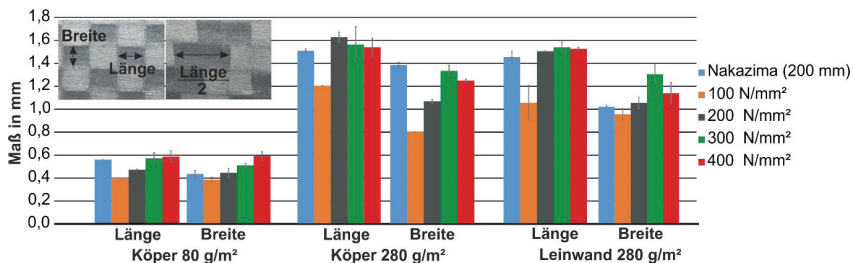


Bild 4.9: Gemessene Maße der Abdrücke (Mittelwert aus 3 Messungen) inkl. der Standardabweichung.

Es ist erkennbar, dass mit der Zunahme des Druckes von 100 N/mm^2 auf 200 N/mm^2 die Kontaktfläche für die Gewebe ansteigt. Mit weiterer Zunahme der Last kommt es nur zu einer Steigerung der Fläche für das leichte Körpergewebe auf eine Länge und Breite von $0,6 \text{ mm}$. Die theoretische Rovingbreite b_{kett} beträgt ca. $0,85 \text{ mm}$. Hier erreicht der Abdruck fast die theoretische Rovingbreite. Die schwereren Gewebe Leinwand und Körper, die eine theoretische Rovingbreite von ca. $b_{\text{kett}} = 1,43 \text{ mm}$ haben, zeigen ab einem Druck von 200 N/mm^2 eine Stagnation bzw. sogar einen leichten Abfall der Fläche. Die Längenabmessungen sind bei allen Drücken größer als die Breitenabmessungen, weil der Roving in Schussrichtung eine leicht geringere Breite aufweist und somit mehr Platz zum Ausweichen vorhanden ist. Während in Breitenrichtung die Breite mit maximal $1,32 \text{ mm}$ unterhalb der theoretischen Breite bleibt, wird diese mit Werten von maximal ca. $1,6 \text{ mm}$ in Längenrichtung überschritten. Zwischen 200 bis 400 N/mm^2 ist für die schwereren Gewebe kein eindeutiger Trend erkennbar, so dass man hier von einem Maximaleindruck ab 200 N/mm^2 ausgehen kann. Auch die Eindrücke aus dem Nakazima-Versuch zeigen in Längenrichtung, dass die theoretische Rovingbreite erreicht wird, während in Breitenrichtung die Längen unterhalb der theoretischen Rovingbreiten liegen.

4.3.2 Eindrücktiefenbestimmung

Zur Bestimmung der Eindrücktiefe der Blechoberflächen wird mit einem Rauheitsmessstaster mittels Tastschnittverfahrens die Rauheit bestimmt. Da nur ebene Flächen mit dem Taster abgefahren werden können, werden einzig die Eindrücke aus dem Druckversuch untersucht. Eine sinnvolle Größe, die diese Tiefe beschreibt, ist die Profiltiefe Pt . Eine bekannte Größe aus Rauheitsmessungen ist die gemittelte Rauheitstiefe Rz . Um eventuelle Auswirkungen auf diese bekannte Größe in Abhängigkeit des Druckes zu erkennen, wird dieses Maß miterfasst. Da die Gewebe in den Faserrichtungen 0° und 90° unterschiedliche Geometrien aufweisen, werden für beide Richtungen die Kennwerte über eine Taststrecke von $5,6 \text{ mm}$ ermittelt. Die Tastnadel (Mahr RFHTB 250) des Rauheitsmessgerätes (Mahr Perthometer 2) wird zu Beginn mittig auf einen Abdruck gesetzt. Verwendet wird eine Tastspitze mit einem Radius von $5 \mu\text{m}$. Der Mittelwert ist aus drei Messungen gebildet.

In **Bild 4.10** sind die Werte Pt und Rz aus der Rauheitsmessung für das Körpergewebe mit dem höheren Flächengewicht (280 g/m^2) dargestellt. Hierbei sind die Werte inklusive der Standardabweichung für die unterschiedlichen Drücke aufgetragen. Verglichen werden die Werte mit den Ausgangswerten des AA5182 H111 Bleches im Ausgangszustand ohne Abdrücke. Eine Erhöhung des Anpressdruckes der Faser auf die Oberfläche führt zu einer geringen Erhöhung der gemittelten Rauhtiefe Rz von $3,92 \mu\text{m}$ auf bis zu maximal $7,5 \mu\text{m}$. Demgegenüber steigt die gemessene Profiltiefe für beide Richtungen von ca. $5,1 \mu\text{m}$ auf über $30 \mu\text{m}$ (400 N/mm^2). Die gemessenen Maximalwerte von 30 - $35 \mu\text{m}$ können auch durch eine physikalische Beschreibung erklärt werden: Bei einer

Ausgangsdicke von 230 μm und einem Stauchweg unter Last von 100 μm ergibt sich eine gesamte Faserdicke von 0,130 μm . Nach **Bild 4.26** kann die Faser um ein Viertel der gesamten Faserdicke innerhalb dieser Modellbetrachtung eintauchen, was einer Eintauchtiefe von 32,5 μm entspricht. Somit wäre hiermit das Verdichtungsverhalten der Fasern und das Eindrücken erklärt und geometrisch bewiesen.

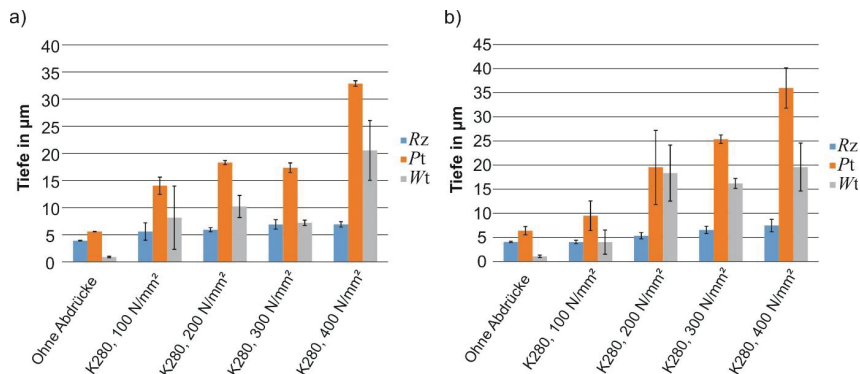


Bild 4.10: Rauheitskennwerte der Abdrücke im Blech durch das schwere Köpergewebe im Vergleich zu Ausgangsblechzustand a) in 0°-Faserorientierung, b) in 90°-Faserorientierung.

Bild 4.11 zeigt die Rauheitskennwerte für das leichtere Köpergewebe mit dem spezifischen Flächengewicht von 80 g/m².

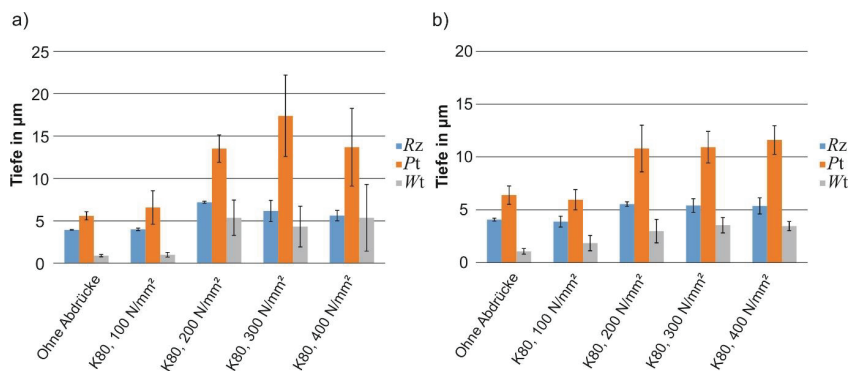


Bild 4.11: Rauheitskennwerte der Abdrücke im Blech durch das leichte Köpergewebe im Vergleich zu Ausgangsblechzustand a) in 0°-Faserorientierung, b) in 90°-Faserorientierung.

Für beide Geweberichtungen 0° (**Bild 4.11 a**) und 90° (**Bild 4.11 b**) erhöhen sich Rauheit und Profiltiefe bei einem Druck von 100 N/mm^2 gegenüber dem Ausgangszustand nicht. Erst bei einem aufgebrachtten Druck von 200 N/mm^2 ist eine Steigerung vor allem in der Profiltiefe P_t festzustellen. In 0° -Richtung steigt die Profiltiefe auf Werte um die $13 \mu\text{m}$, wobei in der anderen Geweberichtung die Profiltiefe mit ca. $11 \mu\text{m}$ leicht niedriger ausfällt. Für die 0° und die 90° Richtungen erreicht die gemittelte Rauhtiefe Werte von ca. $5 \mu\text{m}$. Es ist erkennbar, dass die Werte P_t und R_z sich ab dem Druck von 200 N/mm^2 einem Grenzwert annähern. Ab 200 N/mm^2 wirkt sich eine weitere Erhöhung des Druckes nicht auf die Rauheitskennwerte aus. Auch dies kann durch die modellhafte Darstellung einer verdichteten Faserlage aus **Bild 4.26** erklärt werden. Es lassen sich deutliche Unterschiede in den Auswirkungen von aufgebrachtten Drücken auf die Rauheitskennwerte in Abhängigkeit der Faserart feststellen (**Bild 4.12**).

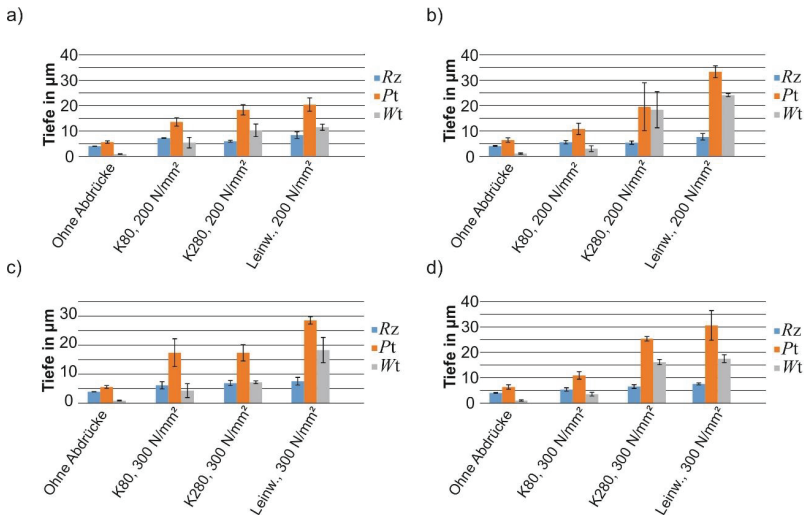


Bild 4.12: Rauheitskennwerte der Abdrücke im Blech durch die Gewebe im Vergleich zu Ausgangsblechzustand a) in 0° -Faserorientierung und 200 N/mm^2 , b) in 90° -Faserorientierung und 200 N/mm^2 , c) in 0° -Faserorientierung und 300 N/mm^2 und d) in 90° -Faserorientierung und 300 N/mm^2 .

In **Bild 4.12 a)** und **4.12 b)** sind für einen Druck von 200 N/mm^2 in 0° -Richtung und in 90° -Richtung die Rauheitskennwerte aufgetragen. In der 0° - und der 90° -Richtung hat der Druck für alle Fasern keine merkliche Auswirkung auf die gemittelte Rauheitstiefe R_z . Der Druck wirkt sich auf die Profiltiefe P_t stärker aus. In 0° -Richtung ist der Einfluss des Flächengewichtes erkennbar. Hier zeigen die beiden schweren Gewebe mit dem Flächengewicht von 280 g/m^2 eine Profiltiefe von um die $20 \mu\text{m}$, während die Profiltiefe für das leichte Gewebe unter $15 \mu\text{m}$ beträgt. In 90° -Richtung steigt die Profiltiefe auch

mit zunehmendem Flächengewicht. Die Messung der Profiltiefe bei dem schweren Köpergewebe zeigt eine große Schwankung. Die Profiltiefe weist hier einen Wert von ca. 20 μm auf, während die Profiltiefe für das Leinwandgewebe einen Wert von 33 μm erreicht (**Bild 4.12 b**). In **Bild 4.12 c**) und **Bild 4.12 d**) sind die Rauheitskennwerte für einen aufgebrachtten Druck von 300 N/mm² für die Faserrichtungen 0° und 90° dargestellt. Bei der 0°-Richtung zeigt sich ein Anstieg der Profiltiefe für die Köpergewebe auf Werte von ca. 17,5 μm . Die Profiltiefe für das Leinwandgewebe steigt auf einen Wert von ca. 29 μm . In 90° Richtung führt der Abdruck des schweren Köpergewebes zu ähnlichen Abdrücken wie die von dem Leinwandgewebe. Profiltiefen von 25 μm bis zu 31 μm werden hier bei einem Druck von 300 N/mm² erreicht. Generell kann gesagt werden, dass die Rovings des Leinwandgewebes bei Lasten bis 300 N/mm² tiefer in die metallische Oberfläche eingedrückt werden. Dies ist dadurch geschuldet, dass die Form der Kontaktfläche punktueller ausfällt durch die Ondulation nach jedem Roving und somit die Kontaktspannung punktuell höher ausfällt. Für das Leinwandgewebe gilt, dass auch bei 400 N/mm² die maximale Eindrücktiefe von 33 μm bei dem Leinwandgewebe nicht überschritten wird. Bei einer gleichen Ausgangsdicke des Leinwandgewebes wie des Köpergewebes (**Tabelle 4.1**) und dem gleichen Stauchweg (**Bild 4.5**), ergibt sich, wie zuvor oben beschrieben, die gleiche Eindrücktiefe, die durch ein Viertel einer Rovinghöhe limitiert ist.

Zur Verifizierung des Tastschnittverfahrens werden exemplarisch die Oberflächentopographien für die Abdrücke durch das Köpergewebe mit dem Flächengewicht von 280 g/m² unter drei Normalspannungen (100, 200, 300 N/mm²) mit Weißlichtmikroskopie gemessen. Die Messfläche beträgt 2,75 mm x 2,75 mm, so dass der Bereich Maximalwerte und Minimalwerte, die sowohl durch den Kett- als auch den Schussfaden geformt wurden, aufgenommen werden können. Das **Bild 4.13** zeigt die Oberflächentopographien sowohl in isometrischer Ansicht als auch in der Draufsicht. In der Draufsicht sind zwei gestrichelte Linie eingezeichnet. Diese stellen den Weg des Messtasters dar, der stets in der Mitte einer Senke positioniert wurde, so dass ein Vergleich zwischen der Messung durch das Rauheitsmessgerät und das Weißlichtmikroskop erfolgen kann. Abbildung a) zeigt die aufgenommene Topographie für einen Abdruck unter einer Last von 100 N/mm². Zwischen Minimalwert (ca. 10 μm) und Maximalwert (ca. 25 μm) liegt eine Differenz von 15 μm vor. Vergleicht man diese Differenz mit der Profiltiefe in 0°-Richtung (**Bild 4.10 a**) ist die Übereinstimmung gegeben. Verglichen mit der 90°-Richtung aus **Bild 4.10 b**) ist auch in der Topographie eine Differenz zwischen Maximal und Minimalwert von ca. 10 μm zu erkennen. In **Bild 4.13 b**) ist die Oberflächenhöhenstruktur für einen Druck von 200 N/mm². dargestellt. Hier beträgt die in 0°-Richtung aufgenommene Differenz zwischen Minimalwert (ca. 15 μm) und Maximalwert (ca. 40 μm) 25 μm . In 90°-Richtung beträgt die Differenz ca. 30 μm . Bei der durch das Tastschnittverfahren durchgeführten Rauheitsmessung ist in beiden Richtungen eine Differenz von

ca. $20\ \mu\text{m}$ zu erkennen, wobei die Streuung der Messungen zeigt, dass Werte von $28\ \mu\text{m}$ gemessen wurden.

Bild 4.13 c) bestätigt auch die Rauheitsmessungen. In 90° -Richtung ist die Differenz höher als in 0° -Richtung. Diese beträgt laut der Topographie entlang des Messtasters in 0° -Richtung $22\ \mu\text{m}$, wo die gemessene Profiltiefe $25\ \mu\text{m}$ beträgt. In 90° -Richtung ist die Differenz mit $27\ \mu\text{m}$ auch nah an die $25\ \mu\text{m}$ der gemessenen Profiltiefe.

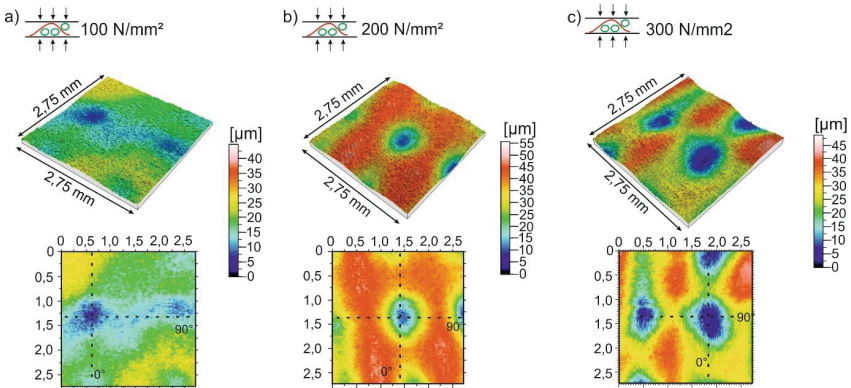


Bild 4.13: Weißlichtmikroskopieaufnahmen für die Tiefenermittlung der Oberflächenstruktur bei dem Abdruck des schweren Gewebes in das Blech für aufgebrachte Spannungen von a) $100\ \text{N/mm}^2$, b) $200\ \text{N/mm}^2$ und c) $300\ \text{N/mm}^2$.

Somit können die Werte der Rauheitsmessungen über diese Tiefenmessungen bestätigt werden.

4.4 Reibeigenschaften bei Faser-Metall Kontakt

Wenn die Oberfläche der E-Glasfaser in Kontakt mit der metallischen Oberfläche tritt, dann tritt eine Kontaktreibung auf. Um diese zu untersuchen, wird mit einem Versuchsaufbau, wie unten in **Bild 4.14** gezeigt, der Reibkoeffizient gemessen. Hierbei werden zwei Probenkörper mit einer Kontaktfläche von $1200\ \text{mm}^2$ ($30\ \text{mm} \cdot 40\ \text{mm}$) mit einer Lage der zu untersuchenden Glasfasern bespannt. Zwischen den beiden Probenkörpern wird ein Aluminium-Blechstreifen (AA5182) mit einer Kraft von $2000\ \text{N}$, was einem Kontaktdruck von $1,67\ \text{N/mm}^2$ entspricht, eingeklemmt und mit einer Geschwindigkeit von $10\ \text{mm/s}$ gezogen. Die Reibwertermittlung endet nach fünf Sekunden. Um einen Einfluss auf die Faserorientierung zu erkennen, werden die Reibkoeffizienten für Fasern, die in $0^\circ/90^\circ$ und in $-45^\circ/45^\circ$ eingespannt werden, ermittelt. Da jedoch in dem Reibversuchsstand keine Kunststoffmatrix wie bei der In-situ Hybridisierung verwendet werden kann, werden Ersatzflüssigkeiten unterschiedlicher dynamischer Viskosität ver-

wendet, um den Einfluss der Viskosität auf den Reibkoeffizienten zu ermitteln. Es werden Silikonöle mit den Viskositäten 160 mPa·s, 10.000 mPa·s und 100.000 mPa·s verwendet. Das dünnviskose Öl entspricht in seiner Viskosität der anfänglichen Viskosität des später genutzten Matrixsystems in Kapitel 6. Die höheren Viskositäten sollen den Viskositätsanstieg im Zuge der Aushärtung abbilden. Ten Thije et al. (2008) zeigen die temperaturabhängige Reibung zwischen Fasern und Werkzeug, die begründet ist durch die Viskositätsunterschiede bei unterschiedlichen Temperaturen. Die Fasermatten werden mit den Ölen vollständig eingestrichen. Überschüssiges Öl wird durch den Kontaktdruck herausgepresst. Es werden 4 auswertbare Versuche durchgeführt und der Mittelwert hier dargestellt.

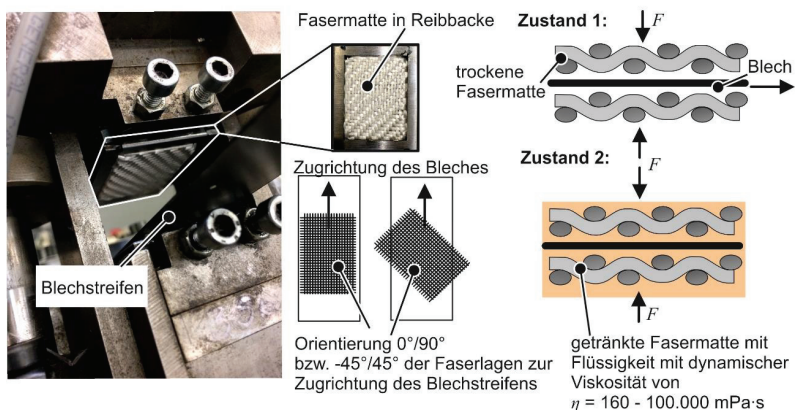


Bild 4.14: Versuchsaufbau zur Reibwertermittlung zwischen Fasern und Blech.

In **Bild 4.15** sind die Kurven für die Reibkoeffizienten entlang des Messweges von 50 mm zu sehen. In **Bild 4.15 a)** sind die Reibkoeffizienten für das trockene und für die unterschiedlich infiltrierten Gewebe für eine Faserorientierung von 0°/90° zur Zugrichtung des Bleches (AA5182) dargestellt. Das trockene Gewebe in Interaktion mit dem Aluminiumblech hat den höchsten Reibfaktor. Dieser liegt mit bis zu $\mu = 0,23$ am höchsten für das schwere Körper- und das Leinwandgewebe. Treten die Fasern, die mit der 160 mPa·s viskosen Flüssigkeit infiltriert sind, in Kontakt mit dem Blech, so sinkt der Reibfaktor leicht um ca. 0,03 gegenüber dem trockenen Zustand. Die mit dem Öl mit der Viskosität von 10.000 mPa·s eingestrichenen Fasern bewirken Kontaktreibungskoeffizienten, die zwischen $\mu = 0,05$ (leichtes Körpergewebe) und $\mu = 0,12$ (Leinwandgewebe) liegen. Bei dieser Viskosität ist ein starker Anstieg im Koeffizienten während des Ziehweges für die Reibpaarung Leinwandgewebe und Blech zu erkennen. Von einem anfänglichen Wert von $\mu = 0,07$ steigt der Reibwert auf $\mu = 0,12$. Bei der Reibpaarung zwischen Fasern, infiltriert mit dem hochviskosen Öl (100.000 mPa·s), und dem Blech liegen die Reibwerte am niedrigsten. Diese liegen zwischen $\mu = 0,02$ und $\mu = 0,04$.

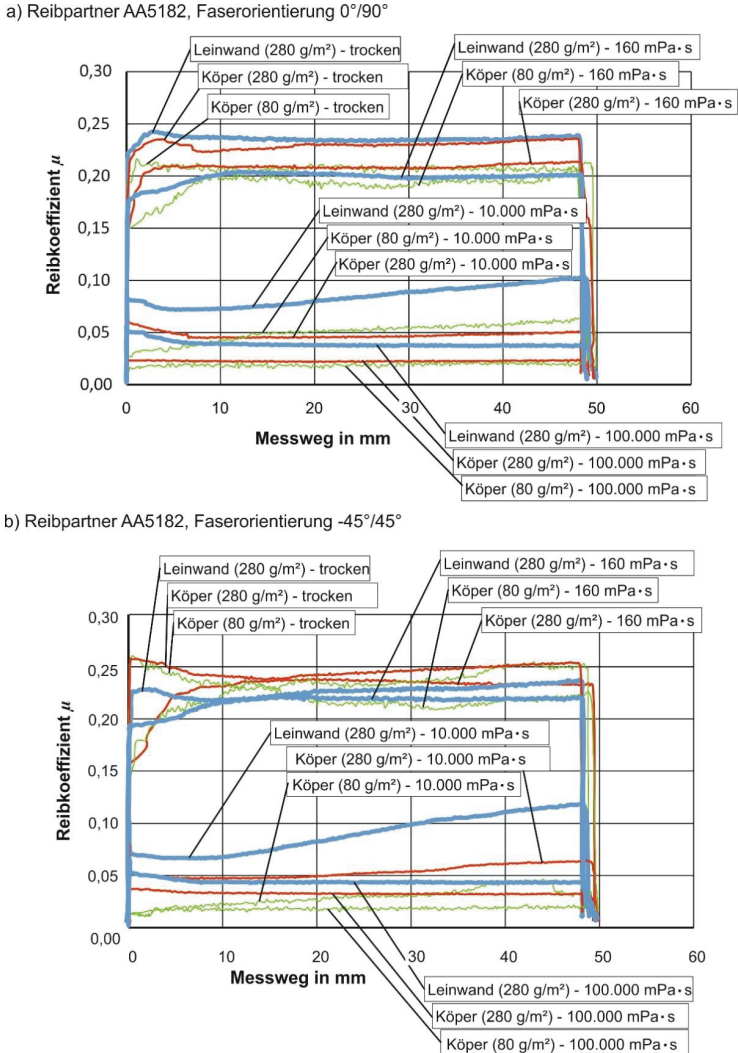


Bild 4.15: Reibwerte über Ziehweg für unterschiedliche Reibpaarungen a) Blech und Fasern in $0^\circ/90^\circ$ Richtung und b) Blech und Fasern in $+45^\circ/-45^\circ$ Richtung.

In **Bild 4.15 b)** sind die Reibkoeffizienten für das trockene und für die unterschiedliche infiltrierten Gewebe dargestellt für eine Faserorientierung von $-45^\circ/+45^\circ$ zur Zugrichtung des Bleches (AA5182). Das trockene Gewebe in Interaktion mit dem Aluminiumblech hat den höchsten Reibfaktor. Dieser liegt mit bis zu $\mu = 0,25$ am höchsten für

beide Köpergewebe. Das Leinwandgewebe weist hier einen Reibfaktor von $\mu = 0,23$ auf. Werden die Fasern mit der 160 mPa·s viskosen Flüssigkeit infiltriert, so sinkt der Reibfaktor leicht um ca. 0,02-0,03. Auch hier weist das Leinwandgewebe den geringsten Reibwert auf. Werden die Fasern mit dem Öl mit der Viskosität von 10.000 mPa·s eingestrichen, so sinkt der Reibwert auf Werte zwischen 0,04 und 0,12, wobei der höchste Wert für das Leinwandgewebe und der niedrigste Wert für das leichte Köpergewebe gilt. Für die kleine und für die mittlere Viskosität ist zu erkennen, dass ein leichter Anstieg des Reibkoeffizienten während des Ziehweges stattfindet. Dieser Anstieg ist nicht mehr erkennbar, wenn die Fasern mit dem Öl mit der hohen Viskosität von 100.000 mPa·s infiltriert sind. Hier bleiben die Werte, die zwischen 0,02 und 0,045 liegen über den gesamten Ziehweg auf einem konstanten Niveau und steigen nicht mit zunehmendem Ziehweg an. Bei der höchsten Viskosität ist die Kontaktreibung zwischen Blech und dem Leinwandgewebe am größten.

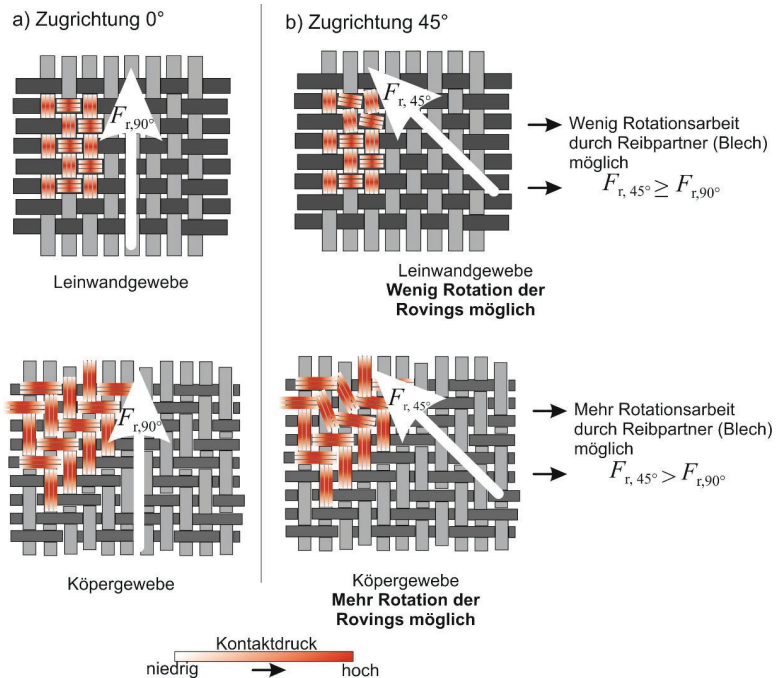


Bild 4.16: Faserverhalten bei Reibwertmessungen zwischen Blech und Fasern für a) eine Zugrichtung parallel zur Faserorientierung und b) in 45° zur Faserorientierung

Bei den Reibwertmessungen für die trockenen Gewebe und für die mit der niedrigviskosen Flüssigkeit infiltrierten Gewebe kann festgestellt werden, dass die Reibfaktoren

um ca. 0,01 bis 0,02 größer sind wenn die Faserorientierung bei 45° liegt. Eine mögliche Ursache könnte hier sein, dass sich die Fasern aufgrund der Reibung in Zugrichtung drehen (**Bild 4.16**). Je mehr diese sich drehen können, desto mehr Arbeit für die Rotation muss aufgewendet werden. Aufgrund der niedrigen Dichte an Kreuzungspunkten ist eine größere Rotation der Rovings im Köpergewebe zu erwarten (**Bild 4.16**).

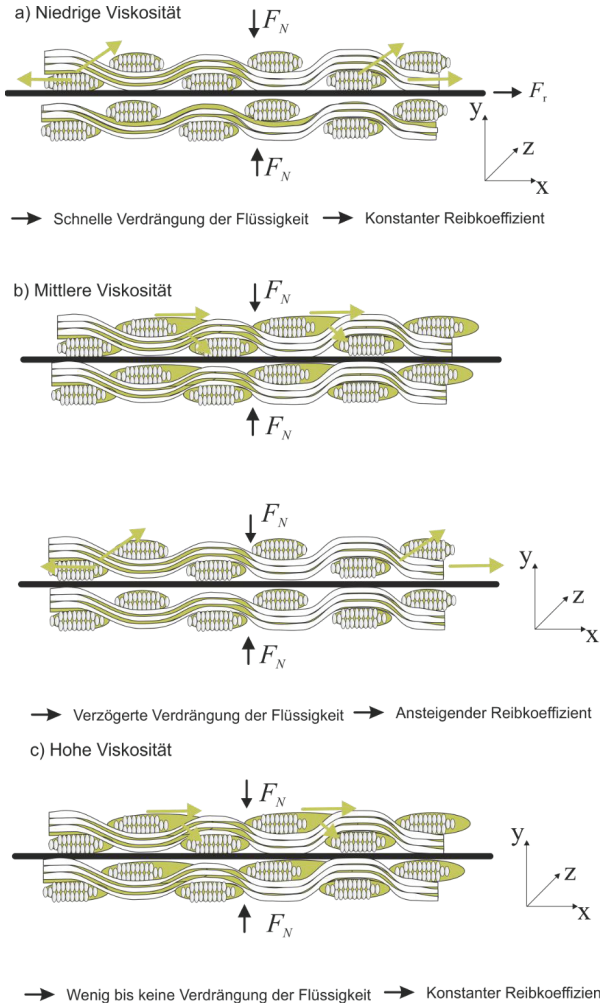


Bild 4.17: Annahmen der Matrixverdrängung bei infiltrierten Fasern in Kontakt mit einem sich bewegenden Blech bei a) einer niedrigen Viskosität, b) bei einer mittleren Viskosität und c) einer hohen Viskosität der Matrix.

Der Anstieg des Reibfaktors bei der $+45^\circ/-45^\circ$ Faserorientierung ist dadurch begründbar, dass v-förmig die Flüssigkeit schneller nach außen abgeleitet wird, wie auch Hahn et al. (2016) in Biegevorgängen feststellten. In **Bild 4.17** wird gezeigt, dass eine schneller verdrängte Flüssigkeit dazu führt, dass zunehmend die Fasern in Interaktion mit dem Blech treten und der Reibkoeffizient konstant erhöht ist (**Bild 4.17 a**). Da bei einer Faserorientierung von $0^\circ/90^\circ$ die Matrix nach vorne vorgeschoben wird und die Verdrängung deutlich erschwerter ist, ist vor allem, wie in **Bild 4.16** zu erkennen, die Erhöhung des Reibfaktors bei der 45° Orientierung vorhanden. Bei einer mittleren Viskosität (**Bild 4.17 b**) ist die Verdrängung erschwerter. Erst wird ein Matrixfilm vorgeschoben, ehe es zum Verdrängen kommt, so wie es auch ten Thije et al. (2008) beschreiben. Dies bedeutet, dass der Reibkoeffizient sich hier von einem niedrigen auf einen höheren Wert ändert. Bei einer hohen Viskosität (**Bild 4.17 c**) wird keine Matrix verdrängt und während des gesamten Ziehweges ist die Matrix in Kontakt mit dem Blech. Das führt dazu, dass der Reibfaktor bei einer hohen Viskosität konstant bleibt und am geringsten ausfällt.

4.5 Einfluss der Fasern auf das Umformverhalten metallischer Bleche im Faser-Metall Laminat

Um den Einfluss der Faser auf das Formänderungsvermögen metallischer Bleche im Faser-Metall Laminat bei unterschiedlichen Spannungszuständen zu untersuchen, wird ein dem Nakazima-ähnlicher Versuch (Nakazima et al., 1968) angewendet (**Bild 4.18**).

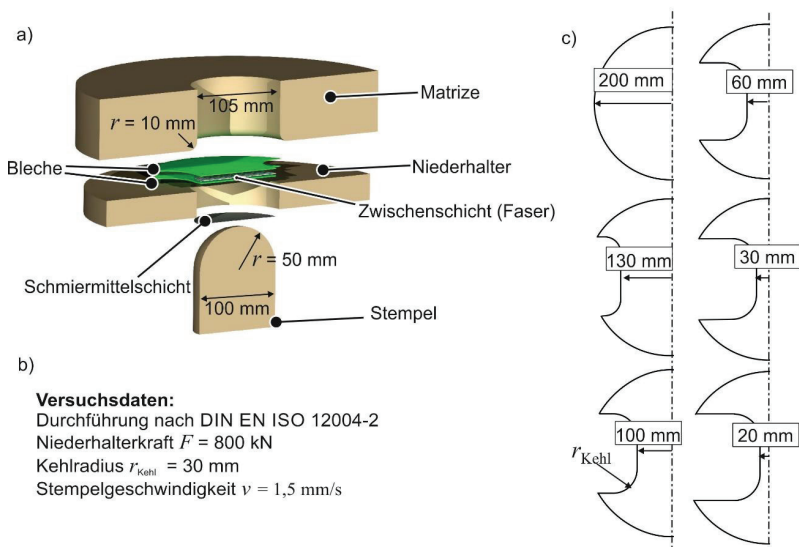


Bild 4.18: Versuch zur Ermittlung von Grenzformänderungskurven a) Versuchsaufbau, b) Versuchsparameter, c) Geometrien der verwendeten Proben.

Der Versuch zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve ist nach DIN EN ISO 12004-2 standardisiert und ist an den Nakazima-Versuch angelehnt. In **Bild 4.18 a)** wird der Versuchsaufbau für das Faser-Metall Laminat dargestellt.

Zwei Bleche mit einem Durchmesser von 200 mm werden mit einer Niederhalterkraft von 800 kN durch die Werkzeuge fixiert. Die Fasermatten haben einen Durchmesser von 100 mm und reichen somit nicht in die Einspannung der Werkzeuge. Stets eine Fasermatte wird in $0^\circ/90^\circ$ Richtung oder in $+45^\circ/-45^\circ$ Richtung eingelegt. In **Bild 4.18 b)** sind weitere Versuchsparameter dargestellt. Als Blechwerkstoff wird in den Versuchen die Aluminiumlegierung AA5182 H111 in einer Blechstärke von 1,0 mm gewählt. **Bild 4.18 c)** zeigt die unterschiedlichen Probegeometrien. Das Umformvermögen für diverse Spannungszustände kann somit beurteilt werden. Verschiedene Zustände der Zwischenlagen werden hierbei untersucht:

- Ohne Zwischenlage (trocken),
- Mit druckstabilem Schmierfett (NLGI Klasse 2),
- Gewebe (Köper, Leinwand) trocken und
- Gewebe in Harz Elium® 150 getränkt, welches bei der In-situ Hybridisierung benutzt wird (mit ca. 150 mPa·s).

Aus dem Versuch erhält man nach Auswertung die Grenzformänderungskurven. Die Grenzformänderungskurve wird ermittelt aus den optisch gemessenen Dehnungen des oberen Deckbleches.

4.5.1 Einfluss der Faserorientierung auf Umformvermögen des Deckbleches

In **Bild 4.19** sind die Grenzformänderungskurven für das Köpergewebe mit dem spezifischen Fasergewicht von 280 g/m^2 , welches in den zwei unterschiedlichen Faserorientierungen eingelegt wurde, aufgetragen. Verglichen werden diese Grenzformänderungskurven mit der Kurve für zwei Deckbleche ohne Zwischenlage.

Es ist deutlich zu erkennen, dass bei der Vollprobe (200 mm) das Umformvermögen mit Zwischenlage sinkt. Während die Hauptformänderungen φ_1 und φ_2 einen Wert von 0,37 für zwei Bleche ohne Zwischenlage annehmen, sinken die Hauptformänderungen um ca. 60 % auf Werte von $\varphi_1 = 0,15$ und $\varphi_2 = 0,14$ (Faserorientierung $0^\circ/90^\circ$) bzw. $\varphi_2 = 0,13$ (Faserorientierung $-45^\circ/45^\circ$). Auch für die Stegbreite von 130 mm ist eine Abnahme der ersten und zweiten Formänderung festzustellen. Die erste Hauptformänderung erfährt durch die Zwischenschicht einen Abfall von 29 % für die in 45° orientierte Faser und einen Abfall von 33 % für die in $0^\circ/90^\circ$ orientierte Faser.

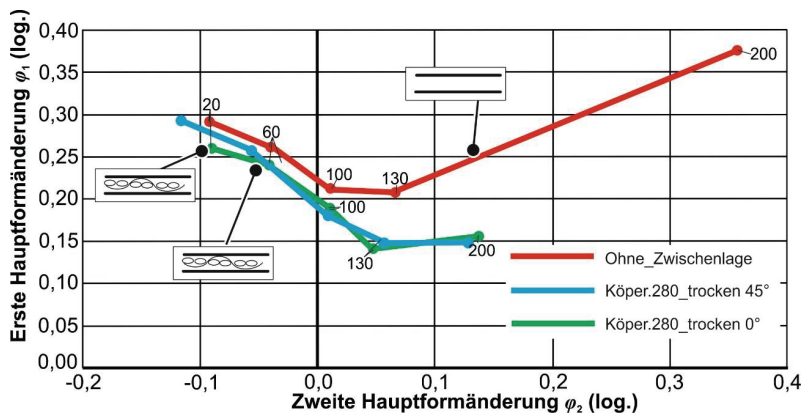


Bild 4.19: Grenzformänderungskurven für ein Laminat ohne Fasern und Laminat mit dem schweren Glasgewebe – Einfluss der Faserorientierung.

Mit weiterer Reduzierung des Steges ist hauptsächlich eine Reduzierung der ersten Hauptformänderung zu erkennen. Wird die Faser mit der Orientierung $+45^\circ/-45^\circ$ zwischen den Blechen eingelegt, so bewirkt das eine Zunahme der negativen zweiten Formänderung um bis zu 22 % (20 mm Probenbreite). Mit einer Probenbreite ist also ein Unterschied in der zweiten Hauptformänderung bedingt durch die Faserorientierung zu erkennen.

4.5.2 Einfluss der Webart auf Umformvermögen des Deckbleches

Der Einfluss der Webart auf die Umformbarkeit von Metallen wird hier untersucht. **Bild 4.20** zeigt die Grenzformänderungskurven für die Köper- und eine Leinwandbindung desselben spezifischen Gewichtes (280 g/m^2) in $0^\circ/90^\circ$ Orientierung.

Die Grenzformänderungskurven der Leinwand- und der Köperbindung sind nahezu identisch. Einzig leichte Unterschiede von bis zu 4 %, wie z.B. für die erste Hauptformänderung in der 60 mm Probe, sind zu erkennen. Wie im Abschnitt zuvor sinkt die Dehnung um ca. 60 % auf Werte von $\phi_1 = 0,15$ und $\phi_2 = 0,14$ auch für die Leinwandbindung gegenüber der Grenzformänderungskurve ohne Zwischenlage. Es kann insgesamt hier festgestellt werden, dass die Webart keinen Einfluss auf die Reduzierung des Umformvermögens des Deckbleches im FML hat.

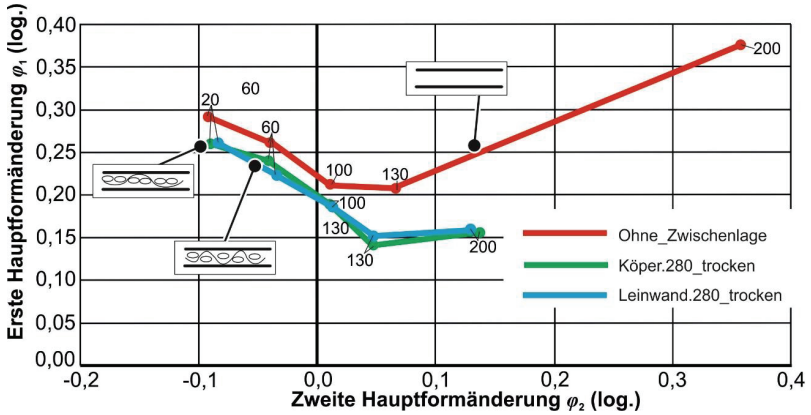


Bild 4.20: Grenzformänderungskurven für unterschiedliche Laminataufbauten – Einfluss des Faserhalbzeugs.

4.5.3 Einfluss des Flächengewichtes auf Umformvermögen des Deckbleches

Mit der Veränderung der Abmaße (Durchmesser des Rovings und der Fadenzahl pro cm) eines Gewebes ändert sich auch sein spezifisches Gewicht.

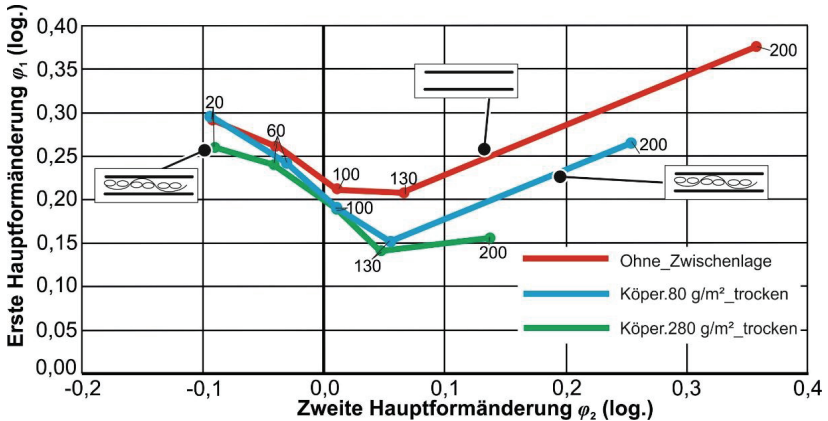


Bild 4.21: Grenzformänderungskurven für unterschiedliche Laminataufbauten – Einfluss des Flächengewichtes.

In **Bild 4.21** sind die Grenzformänderungskurven für die beiden Köpergewebe beider Flächengewichte und die Bleche ohne Zwischenlage abgebildet. Für die 200 mm Probe ist ein großer Unterschied zu erkennen. Gegenüber der Referenzkurve sinkt für die 200 mm Probe mit dem leichten Köpergewebe die erste Hauptformänderung um 30 % auf einen Wert von $\phi_1 = 0,26$. Die zweite Hauptformänderung beträgt $\phi_2 = 0,25$, was einem

Abfall der Dehnung gegenüber der Referenzkurve um 32 % darstellt. Für die Breiten 60 mm bis 130 mm sind keine merklichen Unterschiede feststellbar. Höhere Unterschiede zwischen beiden Flächengewichten in der ersten Hauptformänderung sind in der 20 mm Probe erkennbar. Hier erreicht die Probe mit dem leichten Gewebe die Dehnungen der Kurve ohne Zwischenlage und ist mit $\varphi_1 = 0,30$ um ca. 15 % größer als die Dehnung mit dem schwereren Körpergewebe. Diese Ergebnisse decken sich mit den Ergebnissen aus **Kapitel 4.3**, in dem das schwere Gewebe sich stärker in die metallische Oberfläche eindrückt, was zu einer Reduzierung der Bewegung und einer stärkeren Ausdünnung des Bleches führt.

4.5.4 Einfluss eines infiltrierten Gewebes auf Umformvermögen des Bleches

Um zu erkennen, ob die Flüssigkeit in den Fasern oder die Faser selbst die Veränderung der Grenzformänderungskurven bewirkt, wird zunächst als Zwischenlage eine einzige Schicht eines Fettes der Klasse NLGI-2 genutzt. Das Grundöl des Fettes hat hierbei eine Viskosität von 158 mPa·s, aber ist durch die Stabilisatoren druckstabil.

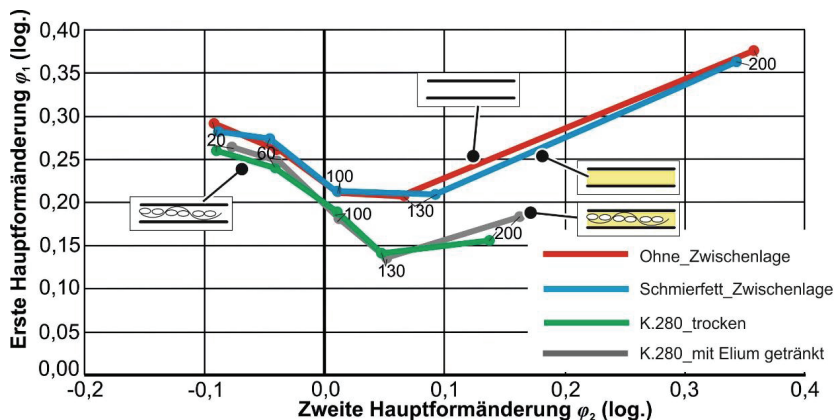


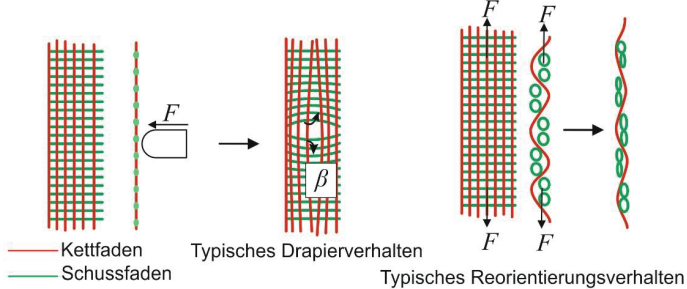
Bild 4.22: Grenzformänderungskurven für unterschiedliche Laminataufbauten – Einfluss der viskosen Zwischenschicht.

Bild 4.22 zeigt die erhaltenen Grenzformänderungskurven für diese Versuchsaufbauten die mit der Referenzkurve verglichen werden. Die ersten und zweiten Hauptformänderungen weisen einen geringen Abfall für die 200 mm Probe auf. Dieser beträgt 4 % bzw. 3 %. Die Grenzformänderungskurven der beiden Varianten ohne Faserlage weisen große Unterschiede zu denen mit Fasern auf. Die Unterschiede verringern sich mit abnehmender Stegbreite.

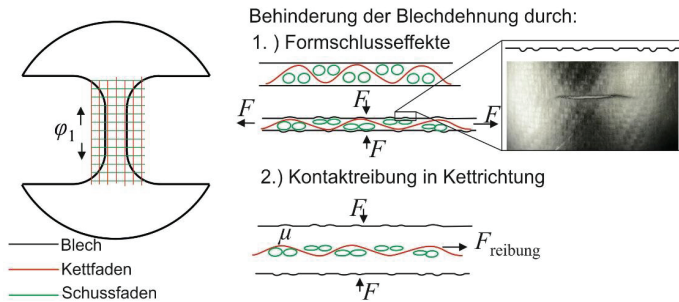
4.5.5 Diskussion

Aus den Versuchen und den daraus folgenden Formänderungsschaubildern wird deutlich, dass das Umformvermögen für eine Zwischenschicht bestehend aus Glasfasern in den meisten Fällen einen markanten Abfall der ersten und zweiten Hauptformänderung des Deckbleches erfährt. Aus den umgeformten Proben ist erkennbar, dass die Faser sich in die metallische Oberfläche hineindrückt. Diese Abdrücke und die Kontaktreibung liefern eine mögliche physikalische Erklärung, die in **Bild 4.23** dargestellt wird. Ausgehend von einem typischen Drapier- und Reorientierungsverhalten (**Bild 4.23 a**), bei dem die Fasern ungehindert sich bis zum Erreichen des kritischen Schubwinkels bewegen können, wird, eingespannt durch die Bleche, (**Bild 4.23 b**) und **Bild 4.23 c**) dieses Verhalten eingeschränkt. Wird die Glasfaser mit einer Druckkraft senkrecht zur Ebene belastet, so wird die Faser zunächst verdichtet gemäß ihrem zuvor beschriebenen Verdichtungsverhalten. Mit zunehmender Kraft, bei Überschreiten der Fließspannung des Bleches, drückt sich die Faserstruktur in die Oberfläche und hinterlässt einen Eindruck. Kommt es nun zu einer Zugbelastung in Ebenenrichtung, so hindert diese Art Formschluss die Bewegung des Bleches. Aufgrund dieser strukturellen Änderung der Oberfläche und der Interaktion zwischen Blech und Faser, kann dies auch als eine Erhöhung der bestehenden Reibung angesehen werden. Herrschen Druckspannungen in der Ebene wie z.B. in Querrichtung zum Steg in der Probe, so will die Faser Falten werfen, was aber durch die metallischen Decklagen verhindert wird. Durch die Normalkraft auf die Faser und die dadurch entstandenen Abdrücke kommt es auch in bei negativen Dehnungen zu einer Erhöhung der Reibung bzw. zur der Art Formschluss zwischen Blech und Faser. Da Fasern generell keine Druckkräfte übertragen, wird die Dehnung des Bleches in Querrichtung kaum beeinflusst. Dies wird in den Grenzformänderungskurven deutlich, wo sich die zweite Hauptformänderung für die schmalen Stegbreiten nicht wesentlich unterscheiden. Bei einer Probe mit einem breiten Steg bzw. bei der Vollprobe herrschen sowohl in Längsrichtung als auch in Querrichtung zum Steg positive Dehnungen. Mit zunehmender Stegbreite erhöht sich die im Eingriff stehende Fläche zwischen Fasern und Blechen. Dies führt zu einem zunehmenden Einfluss der Reibfläche zwischen Fasern und Blechen, was zu einer stärkeren Behinderung der Dehnung führt. Da Fasern nur in Faserrichtung die Kraft übertragen können, werden bei den breiten Proben anteilmäßig alle Fasern genutzt, also sowohl die Fasern in Kett- als auch in Schussrichtung, da hier sowohl quer als auch parallel zum Steg Zugreibkräfte wirken. Je kleiner die Stegbreite der Probe ist, desto mehr geht in Querrichtung zum Steg die Reibkraft von einer Zug- in eine Druckkraft über. Aus diesem Grund fallen die Unterschiede in den Dehnungen für negative zweite Hauptformänderungen niedriger aus.

a) Drapier- und Reorientierungsverhalten von Fasern



b) Einfluss des uniaxialen Spannungs-/ Dehnungszustandes auf das Dehnverhalten des Bleches



c) Einfluss des biaxialen Spannungs-/ Dehnungszustandes auf das Dehnverhalten des Bleches

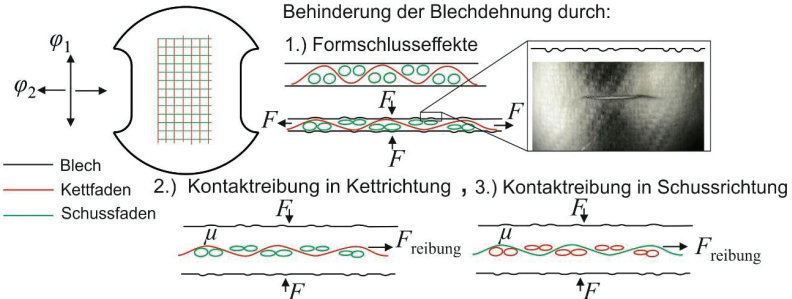


Bild 4.23: a) Drapierverhalten bei Belastung, b) Kraftübertragung bei kleinen Stegbreiten, c) Kraftübertragung bei großen Stegbreiten.

Ein Indiz für die Behinderung einer homogenen Dehnungsbildung durch die Faser lässt sich auch in der Darstellung der ersten Hauptformänderung aus dem Experiment feststellen. In **Bild 4.24** werden für unterschiedliche Zwischenschichten die erste Haupt-

formänderung kurz vor dem Riss aus dem Experiment für zwei unterschiedliche Probengeometrien gezeigt. Zudem wird eine Blechoberfläche nach dem Versuch gezeigt. Im Falle von Faserlagen als Zwischenschichten, lassen sich Abdrücke in den metallischen Oberflächen erkennen.

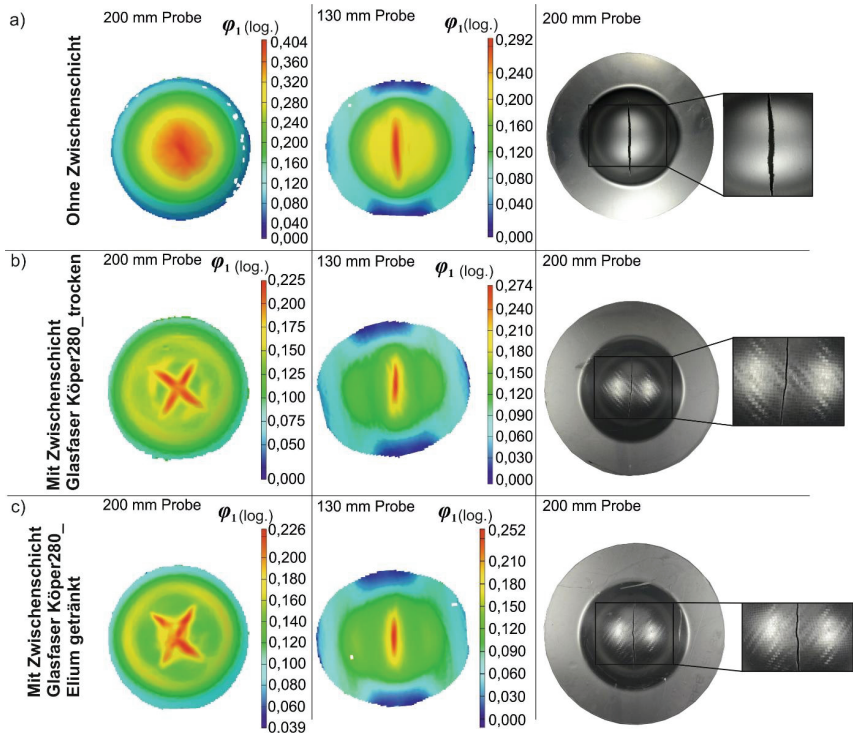


Bild 4.24: Dehnungsdarstellungen der Proben mit verschiedenen Zwischenlagen a) Ohne Zwischenlage, b) mit trockenem Glasfasergewebe und c) mit getränktem Glasfasergewebe.

Während in **Bild 4.24 a)** die Dehnung für die Vollprobe (200 mm) homogen in Umfangsrichtung ist, ist die Dehnung für die Proben mit einem trockenem Fasergewebe (**Bild 4.24 b)** und einem Gewebe, welches in Elium® 150 getränkt ist (**Bild 4.24 c)**), inhomogen über den Umfang. In diesen beiden Proben weist die Darstellung einen kreuzförmigen Bereich auf, in dem die Dehnung lokalisiert. Die Kreuzachsen sind die Richtungen des Kett- und des Schussfadens. Auch für die schmalere Probe (130 mm) lässt sich erkennen, dass die Dehnung sehr lokal um die Risszone auftritt. Während für

die Probe ohne Zwischenlage die Hauptformänderung um den Riss mit $\varphi_1 > 0,2$ homogen ist, ist die erste Hauptformänderung für die Proben mit Glasfaser in einem Bereich von $\varphi_1 < 0,15$. **Bild 4.25** zeigt eine Vollprobe mit Glasfaserzwischenlage aus dem Nakazima-Versuch. Hier wird der Dehnungszustand mit dem tatsächlichen Zustand des Glasfasergewebes verglichen. Bevor die metallische Decklage reißt, kommt es zum Riss des Gewebes. Das Gewebe reißt in 0° und 90° Richtung, da die Fasern eine weitaus geringere Bruchdehnung aufweisen als der metallische Werkstoff. Die Bruchdehnung liegt bei ca. 4 % für die Glasfaser, während der Werkstoff AA5182 eine Bruchdehnung von ca. $A_{50} = 22\%$ aufweist. Dies bedeutet, dass nach dem Reißen der Fasern das metallische Deckblech wieder fließen kann, weil kein Formschluss und eine niedrigere Reibung mit dem Gewebe vorhanden sind. Dieses Verhalten ist signifikant für das Umformen eines laminaren Aufbaus mit einer Zwischenlage aus Gewebe.



Bild 4.25: Dehnungslokalisation durch Riss im Gewebe.

Die Wirkung des Formschlusses im Verhältnis zu der auch wirkenden Coulomb-Reibung kann nicht aus dem Experiment ermittelt werden. Hierfür muss ein numerisches Ersatzmodell Erkenntnisse liefern, inwieweit die Dehnung durch den Formschluss oder durch die Reibung behindert wird.

4.6 Analyse der Wirkungsmechanismen der Behinderung einer homogenen Dehnungsbildung durch ein numerisches Ersatzmodell

In den vorangegangenen Abschnitten wurde mittels Versuchen nachgewiesen, dass bei einer Umformung eines Faser-Metall Laminates das verdichtete Gewebe einen deutlichen Einfluss auf die Umformung der Bleche ausübt. Hierbei sind 2 Wirkmechanismen erkannt worden: ein Formschluss durch das Eindringen des Gewebes in das Blech und die Reibung zwischen Gewebe und Blech.

4.6.1 Aufbau des numerischen Ersatzmodells

Innerhalb dieses Abschnittes sollen mittels eines numerischen Modells diese Einflüsse weiter analysiert werden. In dem numerischen Modell werden über die Angaben der

Garnfeinheit, des spezifischen Flächengewichtes und der Art der Ondulation (**Tabelle 4.1**) die Geometrie des Gewebes definiert. Als Startwert wird die maximal verdichtete Dicke aus den Verdichtungsversuchen verwendet.

Die Masse eines Rovings berechnet sich aus dem Volumen und der Dichte:

$$m_{\text{roving}} = A_{\text{roving}} \cdot L_{\text{roving}} \cdot \rho_{\text{roving}} \quad (4.1)$$

Hier ist m_{roving} die Masse des Rovings, A_{roving} seine Querschnittsfläche, L_{roving} seine Länge und ρ_{roving} seine Dichte. Anstelle der Fadenbreite wird die Anzahl n der Fäden pro cm genutzt, was als der Kehrwert der Fadenbreite definiert ist. Die Höhe des Kettfadens h_{Kett} (**Bild 4.26**) ist zu berechnen mit:

$$h_{\text{Kett}} = \frac{n_{\text{Kett}} \cdot A_{\text{Kett}}}{(n_{\text{Kett}} \cdot A_{\text{Kett}}) + (n_{\text{Schuss}} \cdot A_{\text{Schuss}})} \cdot h_{\text{Gewebe}} \quad (4.2)$$

Hieraus folgt die Höhe des Schussfadens h_{Schuss} (**Bild 4.26**) mit:

$$h_{\text{Schuss}} = h_{\text{Gewebe}} - h_{\text{Kett}} \quad (4.3)$$

Per CAD-Software wird die Geometrie erzeugt. Hierbei wird das verdichtete Gewebe modelliert, welche auch als modellierte Kontur in **Bild 4.26** zu sehen ist.

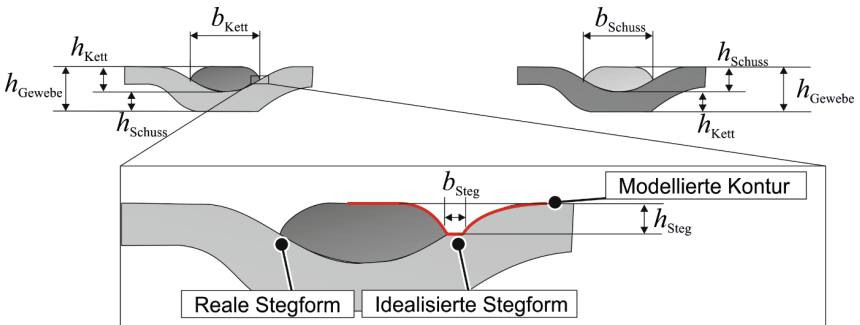


Bild 4.26: Geometrie der Kontur im numerischen Modell.

Der Ansatz ähnelt dem von Potluri und Sagar (2008), die eine verdichtete Gewebestruktur modellierten. Wichtige Kenngrößen für die Abbildung der Oberfläche sind sowohl die jeweiligen Höhen der Rovings und die Gesamthöhe als auch die Breiten der Rovings. Die verwendeten Modelle inklusive der Maße sind in den Abbildungen (**Bild 4.27** und

4.28) dargestellt und bilden stets die kleinstmögliche sich wiederholende Einheit des Gewebes ab. Für jedes Gewebe wird eine gewisse Anzahl dieser sich wiederholenden Einheiten genutzt, um eine ausreichend große Fläche zu gewährleisten.

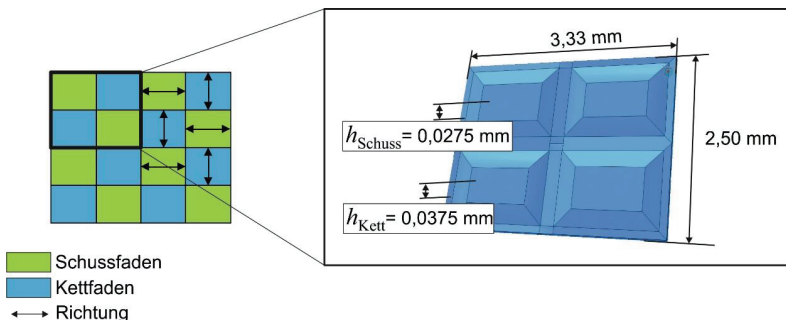


Bild 4.27: Modellierung des Leinwandgewebes

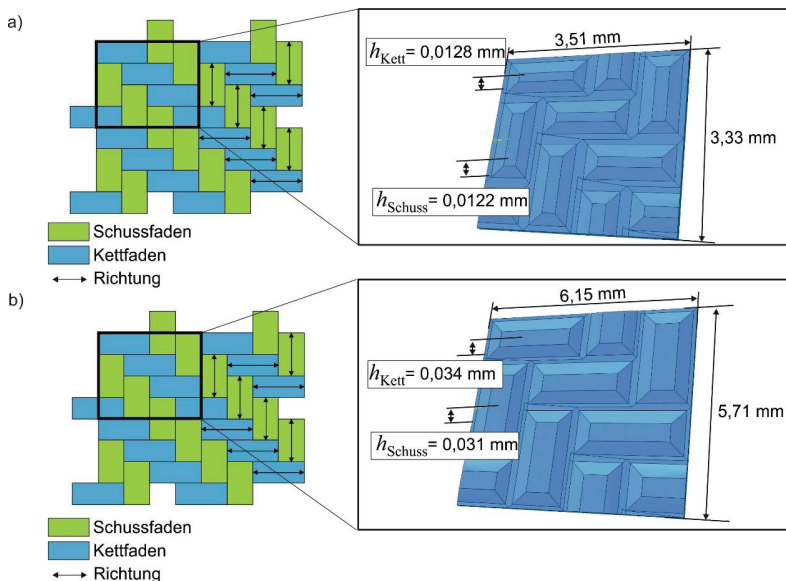


Bild 4.28: Modellierung der Köpergewebe a) Köpergewebe mit Flächengewicht von 80 g/m² und b) Köpergewebe mit Flächengewicht von 280 g/m².

Um eine Vergleichbarkeit in den numerischen Untersuchungen zu gewährleisten, wird ein Blech der Fläche $A = 49 \text{ mm}^2$ genutzt. Das vollständige, dreidimensionale Simulationsmodell besteht aus einem Stempel, einer Faser Oberfläche und einem elastisch-plas-

tischen Blech. Hierbei werden der Stempel und die Faseroberfläche als nicht deformierbar abgebildet. Für das Aluminiumblech wird für ein isotropes Materialmodell eine durch den Ghosh Ansatz extrapolierte Fließkurve verwendet, **Bild 4.29**.

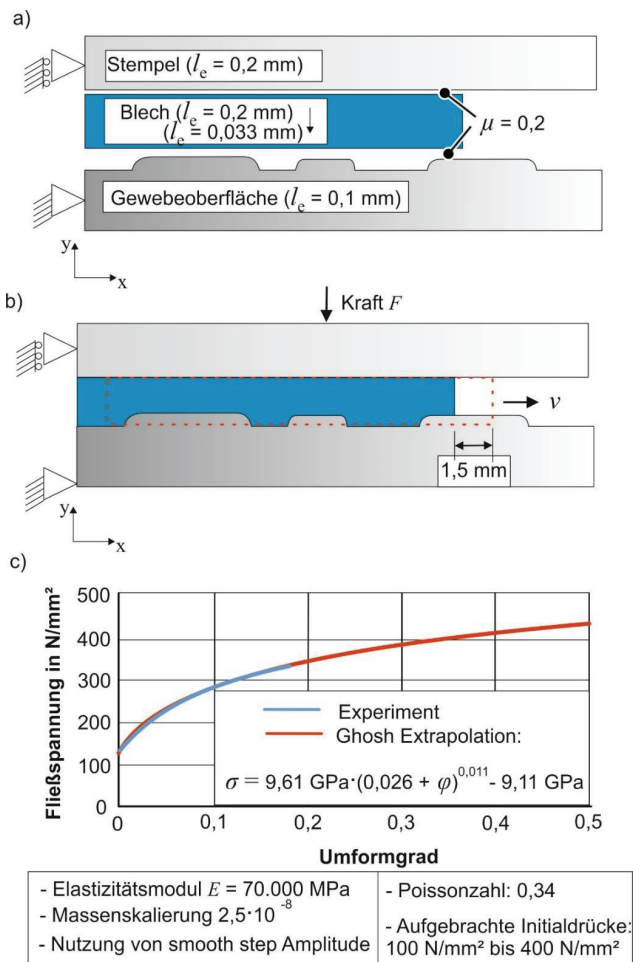


Bild 4.29: Numerisches Modell zur Abbildung von Reibeinflüssen bei einer Interaktion zwischen Fasern und einem metallischen Blech (AA5182) a) Vernetzungsparameter, b) Randbedingungen, c) genutztes Materialmodell.

Zur Berechnung wird das Finite Element Programmsystem Abaqus/Explicit benutzt. Für die Vernetzung des Bleches werden Hexaeder-Volumenelemente mit reduzierter Integration vom Typ C3D8R verwendet. Im Bereich der erwarteten Deformation wurde mit einer Elementkantenlänge von 0,033 mm deutlich feiner vernetzt als in den anderen Bereichen mit einer Kantenlänge von 0,2 mm. Hierzu wurde das Blech in 2 Bereiche aufgeteilt, welche über ein Knoten-Coupling (TIE) wieder miteinander verbunden werden. Um die Rechenzeit der expliziten Berechnung zu verkürzen, ist eine semi-automatische, variable Massenskalierung mit der Angabe eines maximal möglichen Zeitschrittes von $2,5 \cdot 10^{-8}$ s gewählt. Die Simulation läuft in zwei Schritten ab. In einem ersten Schritt wird eine Kraft F_{stempel} auf das Blech über den Stempel über eine „smooth step“ Amplitude aufgebracht. In einem nächsten Schritt wird das in das Gewebe eingedrückte Blech bei Halten der Kraft über die Gewebeoberfläche hinweggezogen. Hierfür wird eine Geschwindigkeitsrandbedingung für einen Teil der Knoten an der Zugkante verwendet. Die Verschiebung der Randknoten beträgt etwa 1,5 mm, was für die Bestimmung der Reibungskräfte ausreicht. In der Berechnung werden folgende Größen ausgegeben: CFN – resultierende Normalkraft für die gesamte Kontaktfläche, CFS – resultierende Reibungskraft für die gesamte Kontaktfläche. Im weiteren Verlauf werden von diesen Kontaktkräften die x-Komponenten, also die in Zugrichtung, betrachtet und für die Auswertung genutzt (**Bild 4.30**).

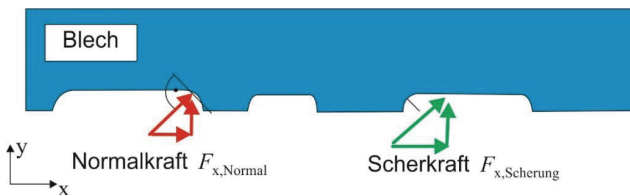


Bild 4.30: Relevante Kenngrößen für die Ergebnisauswertung

4.6.2 Plausibilitätsprüfung des numerischen Modells

Um das Simulationsmodell auf Plausibilität zu überprüfen, werden an drei Stellen die Abdrucktiefen ermittelt und ihr Mittelwert mit der gemittelten Abdrucktiefe aus der Rauheitsmessung des Druckversuches (**Bild 4.12**) verglichen. **Bild 4.31** zeigt den Vergleich der erzielbaren Abdrucktiefen des Körper 280 g/m² Gewebes in Abhängigkeit des Kontaktdruckes zwischen Simulation und Experiment. Eine gute Übereinstimmung für alle Normaldrücke ist zu erkennen. Die größte Abweichung ist bei dem Normaldruck von 300 N/mm² zu erkennen, bei dem die Simulation mit 13% Abweichung die Tiefe etwas höher abschätzt. Die anderen Messungen liegen mit bis zu 10% Abweichung darunter.

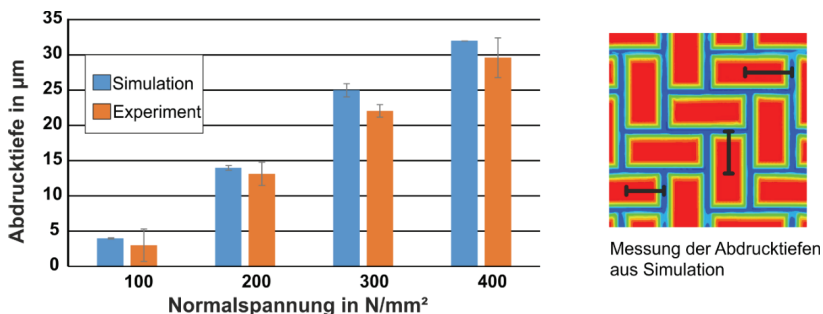


Bild 4.31: Vergleich der Abdrucktiefen im Blech durch die Fasern zwischen Experiment und Simulation.

4.6.3 Analyse des Formschluss- und des Reibungseinflusses auf das Umformverhalten der Bleche

Die Kraftverläufe der Normalkraftkomponenten $F_{x,Normal}$, die abhängig von der Eindringtiefe bzw. vom initialen Normaldruck p sind, werden über der Simulationszeit in Abhängigkeit des Normaldruckes für die untersuchten Gewebe in **Bild 4.32** dargestellt.

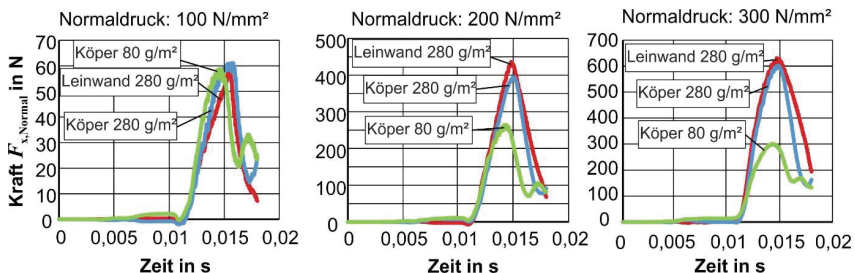


Bild 4.32: Formschlusskraftkomponente $F_{x,Normal}$ in Abhängigkeit des Gewebes und des Normaldruckes.

Die Kraft steigt so lange an, bis es zum Rutschen des Bleches über der Faser kommt. Bei einem Normaldruck von 100 N/mm² erreicht die Normalkraftkomponente in x-Richtung für die drei Gewebe einen ähnlichen Wert von 60 N. Steigt der Normaldruck auf 200 N/mm², so steigt auch die Abdrucktiefe, die bei dem leichten Köpergewebe geometrisch bedingt geringer ausfällt. Wegen des ähnlichen Flächengewichtes und der ähnlichen Rovingdicke, fällt die Eindringtiefe für das Leinwandgewebe und das schwere Köpergewebe ähnlich aus. Dies zeigt sich auch an den Kraftverläufen, die für beide schwere Gewebe die 400 N erreichen, was ca. 150 N oberhalb der Maximalkraft die beim Eingriff des Bleches in das leichte Köpergewebe erzielt wird. Noch deutlicher wird der Unterschied bei einem Normaldruck von 300 N/mm². Hier steigt die Kraft bei

den beiden schweren Geweben nochmals um ca. 200 N an, während der Kraftanstieg bei dem leichten Gewebe nur ca. 50 N beträgt. Da neben der Normalkraft $F_{x,Normal}$ (formschlussbedingt) auch die Scherkraft in Zugrichtung $F_{x,Scherung}$ (reibungbedingt) wirkt, wird mittels der numerischen Untersuchung überprüft, wie anteilmäßig die Kräfte wirken.

In den Diagrammen in **Bild 4.33** sind für die untersuchten Gewebe diese beiden Kräfte, die kurz vor dem Rutschen des Bleches ermittelt werden, in Abhängigkeit der wirkenden initialen Normalspannung aufgetragen. Aus den berechneten Reibungskoeffizienten μ_{FN} durch Normalkraft und μ_{FS} durch Scherung wird das Reibverhältnis r gebildet und aufgetragen. Hierbei sind

$$\mu_{FN} = \frac{F_{x,Normal \max}}{F_{stempel}} \quad \text{und} \quad (4.4)$$

$$\mu_{FS} = \frac{F_{x,Scherung \max}}{F_{stempel}}. \quad (4.5)$$

Hierdurch wird die anteilmäßige Wirkung der Komponenten deutlich. In **Bild 4.33 a)** sind die Verläufe für die untersuchten Gewebe, die in $0^\circ/90^\circ$ angeordnet sind, aufgetragen. Die Kräfte durch Scherung sind für alle Gewebe identisch, da die für den Druck zuständige Kraft konstant ist und somit bei Anstieg der Kontaktkraft auch die Reibkraft zwangsläufig zunimmt. Erst ab einem Normaldruck von ca. 150 N/mm² kommt es zu einer Abweichung der Normalkraftkomponente $F_{x,Normal}$ zwischen dem leichten und den schweren Geweben. Hier steigt die Normalkraftkomponente der beiden schweren Gewebe stärker an, was an dem tiefer erzielbaren Eindruck liegt. Dieses ist auch am Verhältnis der beiden Reibkoeffizienten erkennbar. Zunächst ist das Verhältnis auf einem ähnlichen Niveau, erst ab einer Spannung von ca. 150 N/mm² sind Unterschiede deutlicher. Das Verhältnis r erreicht seinen Höhepunkt für das leichte Gewebe bei einer Spannung von ca. 180 N/mm². Ab dieser Spannung nimmt der Einfluss der Normalkomponente ab. Der Einfluss dieser Komponente ist mit ca. 14 % gering. Die schweren Gewebe, die einen tieferen Abdruck zulassen, erreichen den größten Einfluss der Normalkraftkomponente bei einer Normalspannung von ca. 230 N/mm². Der Einfluss beträgt maximal 22,5 %. Mit fortschreitender Normalspannung nimmt der Einfluss des Abdruckles ab, was darauf zurückzuführen ist, dass die maximale Abdrucktiefe erreicht ist.

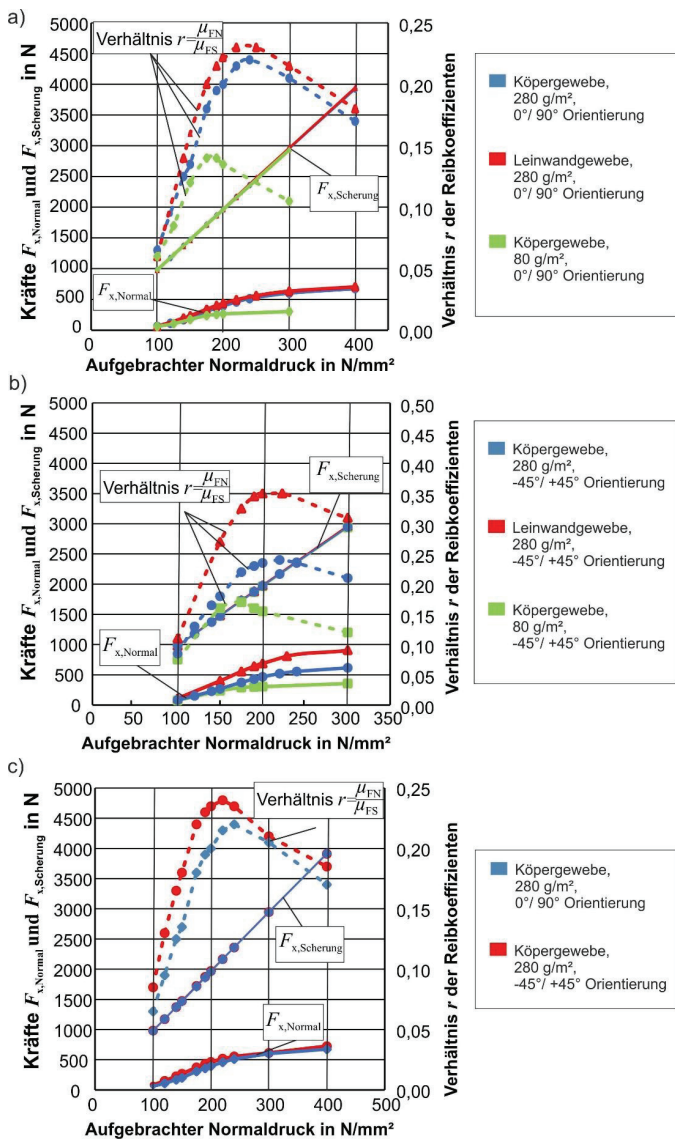


Bild 4.33: Normalkraft- und Scherkraftanteil bei einer Interaktion zwischen Fasern und Blech a) 0°/90° Faserorientierung, b) +45°/-45° Faserorientierung, c) Vergleich zwischen 0°/90° und +45°/-45° Faserorientierung.

Der Einfluss der Webart, also ob ein Köpergewebe oder ein Leinwandgewebe genutzt wird, wird in **Bild 4.33 b)** deutlich. Hier ist für die Faserorientierung von $-45^\circ/+45^\circ$ zur Zugrichtung das Reibverhältnis mit den zugehörigen Kraftkomponenten aufgetragen. Hier wird ein Unterschied zwischen der Art der Webung deutlich. Das Leinwandgewebe bewirkt, dass die Normalkraftkomponente in 45° -Richtung größer ist als bei der Köperwebung. Hier beträgt das Reibverhältnis r maximal 35%. Somit ist der Einfluss des Formschlusses am größten für das Leinwandgewebe in 45° -Orientierung. In **Bild 4.33 c)**, in der für das schwere Köpergewebe die beiden Orientierung $-45^\circ/+45^\circ$ und $0^\circ/90^\circ$ miteinander verglichen werden, kann erkannt werden, dass die 45° -Richtung einen größeren Einfluss des Formschlusses bewirkt. Abschließend kann festgehalten werden, dass der Einfluss der Reibung stets größer ist als der Einfluss des Formschlusses.

Da die Abdrucktiefe auch abhängig von dem Materialverhalten ist, wird die Fließkurve des Aluminiums in einer weiteren Untersuchung mit dem Faktor 2 und 1,5 multipliziert und die Normalkraftkomponente sowie das Reibverhältnis r für die zwei unterschiedlichen Fließkurven mit der Ausgangsfließkurve verglichen. In diesem Vergleich wird einzig das schwere Köpergewebe genutzt. Aus **Bild 4.34** wird deutlich, dass mit zunehmender Fließspannung der Einfluss des Formschlusses abnimmt. Bei der Normalspannung von 240 N/mm^2 beträgt das Verhältnis für die Ausgangsfließkurve ca. 0,225. Wird die Fließkurve verdoppelt, sinkt das Reibverhältnis auf einen Wert von 0,065. Mit der um den Faktor 1,5 multiplizierten Fließkurve beträgt das Reibverhältnis 0,125. Zudem reichen die aufgebrachten Normalspannungen nicht aus, um die Lücken im Gewebe durch das Aluminium zu schließen. Die höheren Fließkurven erreichen hier keinen Maximalwert im Reibverhältnis.

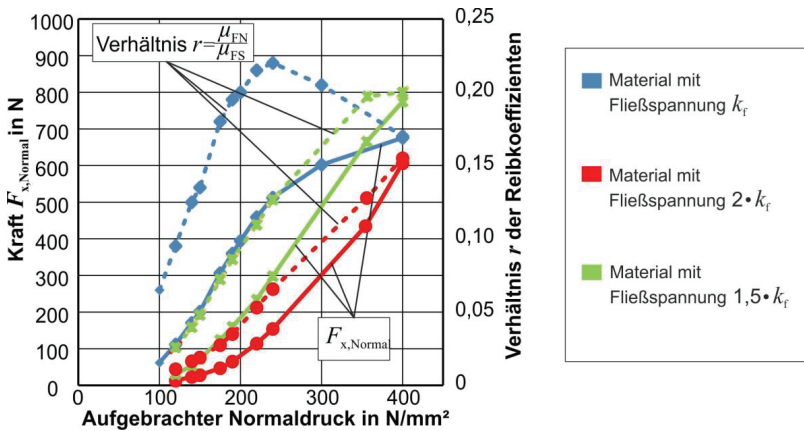


Bild 4.34: Einfluss des Materialverhaltens auf das Verhältnis der Reibkoeffizienten

4.7 Fazit

In den Grundlagenuntersuchungen wurde der Einfluss von verschiedenen Fasertypen auf die Umformung eines Bleches untersucht. Hierbei wurde als Blech die Aluminiumlegierung AA5182-H111 gewählt. Zunächst wurde untersucht, welche Geometrie die Fasern besitzen, wenn diese verdichtet werden. Es konnte erkannt werden, dass trotz der Eigenschaft, dass Fasern sich nicht plastisch verformen, eine deutliche Reduzierung der Dicke auftritt. Diese ist durch die Reorientierung bzw. durch die Verschiebung von Rovings zu erklären, beschrieben als Effekte RQA und GGV. Bei ausreichend hoher Last und maximaler Verdichtung drücken sich die Fasern in die Blechoberfläche ein. Die Geometrien der Eindrücke wurden in den drei Dimensionen untersucht. Im Anschluss wurde der Aspekt der Reibung bei Faser-Blech Kontakt untersucht. Hierbei konnte erkannt werden, dass die Kontaktreibung zwischen Fasern und dem Blech stark variieren kann, wenn Fasern trocken oder mit einer viskosen Flüssigkeit infiltriert sind. Durch ein numerisches Modell, welches basierend auf den Erkenntnissen der Faserkompaktierung und der daraus entstehenden Geometrie abgeleitet wurde, konnte erstmalig für ein Faser-Metall Laminat der anteilmäßige Einfluss der Kontaktreibung und des Formschlusses analysiert werden. Dies stellt für die In-situ Hybridisierung einen wichtigen Schritt dar, da die Umformbarkeit von Faser-Metall Laminaten durch die Fasern herabgesetzt wird, was durch die Versuche für die Bestimmung der Grenzformänderungskurven festgestellt wurde. Die Herabsetzung des Umformvermögens wird zum größten Teil durch die Kontaktreibung herabgesetzt, wobei je nach Faser und Orientierung der Einfluss des Formschlusses merklich steigen kann, wenn die Last in Dickenrichtung groß ist.

5 In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten – Verfahren, Werkzeugkonzeptionierung, Analyse der Lagenverschiebung

Teilergebnisse dieses Kapitels wurden vorab in Mennecart et al. (2016) auf der sächsischen Fachtagung Umformtechnik und in Mennecart et al. (2018) auf der MSEC 2018 veröffentlicht. Zudem wurde das Verfahren patentiert und wird in Rösner et al. (2020) beschrieben.

Bisherige Strategien zeichnen sich dadurch aus, dass entweder mehrere Prozessschritte notwendig sind oder aber fertige Halbzeuge zur Fertigung benutzt werden. Dies führt zu verschiedenen Einschränkungen im Umformverhalten, z.B. durch das schmale Prozessfenster bedingt durch die Viskosität des Matrixwerkstoffes. Im folgenden Kapitel werden zwei Strategien zur Herstellung von Faser-Metall Laminaten in einem Prozessschritt mit einem Umformwerkzeug vorgestellt. Für diese Strategien werden die besonderen Effekte von Relativverschiebungen beschrieben und diskutiert.

5.1 Strategiebeschreibungen – Formen des Matrixeintrages

Für die Herstellung von Faser-Metall Laminaten ist der Matrixwerkstoff von besonderer Bedeutung. Als Matrixwerkstoff wird hier ein reaktiv zu verarbeitendes 2-Komponenten-Thermoplast-System (Elium®) der Firma Arkema S.A. genutzt. Vorteile durch die Nutzung eines solchen Systems sind:

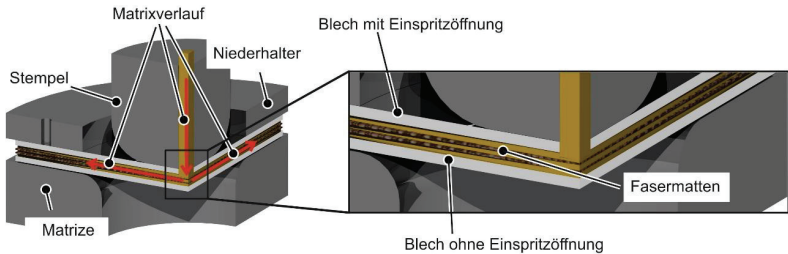
- Keine Energie notwendig für das erneute Aufschmelzen,
- Polymerisation während des Umformprozesses,
- breiter zu nutzender Viskositätsbereich während des Umformprozesses
- und verbesserte Umformeigenschaften durch niedrige Viskosität.

Werden bereits polymerisierte Matrixwerkstoffe genutzt, kann nur ein schmaler Viskositätsbereich beim Aufschmelzen erreicht werden. Dies führt zu schlechteren Umformereigenschaften, da eine Relativverschiebung zwischen Kunststoff und metallischer Oberfläche während des Umformens erschwert ist. Werden hohe Scherkräfte aufgebracht, die über der Adhäsionsfestigkeit liegen, wird zudem die stoffschlüssige Verbindung zwischen Blechoberfläche und Kunststoff zerstört, die dann beim Aushärten erneut generiert werden muss. Das reaktiv zu verarbeitende System hat zu Beginn der Umformung keine stoffschlüssige Verbindung, was die Umformung erleichtert. Im Rahmen dieser Arbeit wird dies erreicht über die Kombination von Tiefziehen mit dem T-RTM-Verfahren (thermoplast - resin transfer molding) bzw. mit dem Nasspressverfahren. Beide Verfahren zeichnen sich durch eine unterschiedliche Form des Matrixeintrages aus. Dieses wird im Folgenden beschrieben.

5.1.1 T-RTM Verfahren – Eintrag über das Werkzeug

Bei Verwendung des T-RTM Verfahrens kann der Matrix-Werkstoff entweder über einen Einspritzvorgang durch eines der Oberbleche hindurch (**Bild 5.1 a**) oder seitlich zwischen den Blechen hindurch erfolgen (**Bild 5.1 b**). In dem einen Fall folgt die Fließfront einem radialen Verlauf vom Einspritzpunkt weg. In dem anderen Fall wird über eine Einspritzlanze das Gemisch zwischen den Blechen eingespritzt. Nach einem radialen Beginn an den Einspritzpunkten bildet sich eine lineare Fließfront aus.

a) Einspritzung zentral, senkrecht zur Blechebene



b) Einspritzung seitlich in Blechebene

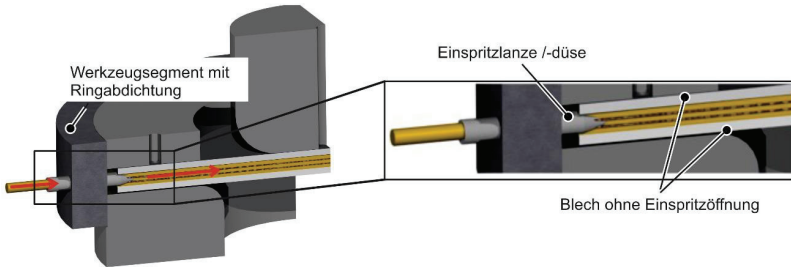


Bild 5.1: Formen des Matrixeintrages bei Nutzung des T-RTM Verfahrens a) über Umformstempel senkrecht zur Blechebene und b) über eine Einspritzlanze in Blechebene.

Bild 5.2 zeigt die beiden ermöglichten Fließfrontverläufe, die durch die unterschiedlichen Konzepte realisiert werden können. Bei der linearen Fließfront (**Bild 5.2 a**) ist die Verteilung des Matrixsystems zwischen den Blechen komplexer, da z.B. eine höhere Anzahl an Einspritzpunkten vorhanden sein müssen. Die sich hieraus ergebenden mehreren Fließfronten können die Lufteinschlüsse vor dem Austritt nach außen hindern. Bei der radialen Fließfront (**Bild 5.2 b**) vom Zentrum heraus ist es einfacher, die verbliebene Luft nach außen aus den Fasern herauszudrücken. Aus diesem Grund ist im weiteren Verlauf innerhalb der T-RTM Strategie die radiale Fließfront gewählt worden.

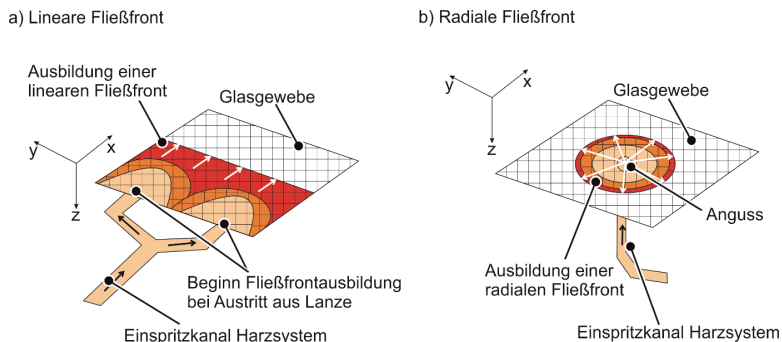


Bild 5.2: a) Lineare Fließfront, b) radiale Fließfront.

5.1.2 Nasspressverfahren – Eintrag über manuellen Auftrag

Beim Nasspressen bleibt das Werkzeug zuerst noch offen. Bevor das zweite Deckblech eingelegt wird, wird das bereits angemischte Harzsystem auf die Glasfasermatten homogen verteilt, was schematisch in **Bild 5.3** dargestellt ist. Dann wird erst das zweite Deckblech eingelegt und das Werkzeug geschlossen.

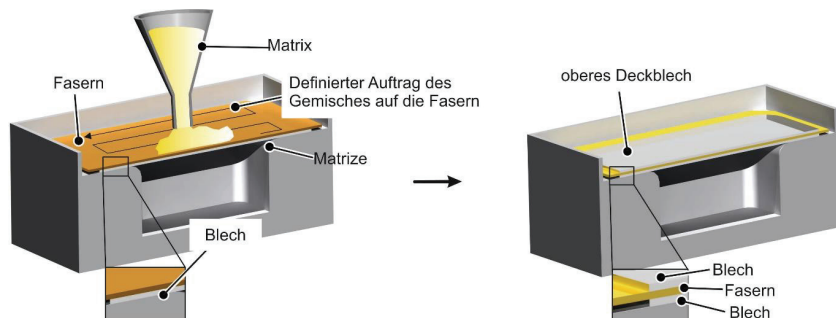


Bild 5.3: Auftrag der flüssigen Matrix auf die Fasermatten vor dem Einlegen des oberen Bleches und Schließen des Werkzeuges.

Die Fließfront ist in **Bild 5.4** dargestellt und verläuft hauptsächlich in Dickenrichtung der Faserlagen (Bockelmann, 2017). Bei diesem Verfahren ist es deutlich schwieriger, Lufteinschlüsse seitlich herauszudrücken. Ein wesentlicher Vorteil der zweiten Strategie im Vergleich zu der ersten ist der Verzicht einer kostenintensiven Harzinjektionsanlage. Nachteile des Verfahrens sind neben dem unflexiblen Zeitpunkt der Harzzugabe auch die fehlende Möglichkeit der Nacheinspritzung um z.B. der Schwindung entgegenzuwirken oder um einen Kalibrierschritt an die Umformung anzuschließen.

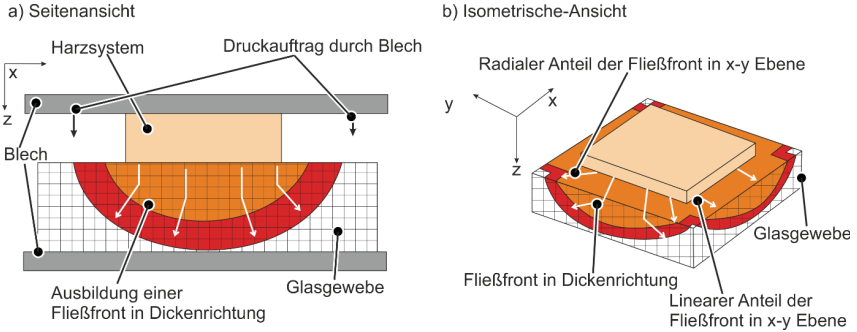


Bild 5.4: Fließfront beim Nasspressen a) Seitenansicht der Fließfront und b) Isometrische Ansicht der Fließfront.

5.2 Werkzeug und Verfahren

Für die In-situ Hybridisierung wurde ein Werkzeug entwickelt, welches beide Verfahren zum Eintrag des Matrixwerkstoffes ermöglicht. Zudem besteht bei einem mehrlagigen Aufbau aus metallischen Deckblechen und Zwischenlagen aus trockenen Glasfaser-Geweben die Herausforderung darin, die Kunststoffmatrix vor oder während des Umformprozesses einzubringen. Hierfür muss sichergestellt werden, dass Anschlüsse zur Einspritzung vorhanden sind, eine Abdichtung sowie eine Entlüftung erfolgen kann und eine Temperierung möglich ist.

Im Folgenden wird das Werkzeugkonzept vorgestellt. Hieran folgen die Beschreibungen der Verfahrensabläufe für die beiden Strategien mit den unterschiedlichen Formen des Matrixeintrages.

5.2.1 Werkzeugkonzept

Das Werkzeug, welches in **Bild 5.5** dargestellt ist, besteht, wie bei Tiefziehwerkzeugen üblich, aus den drei Hauptbestandteilen Stempel, Matrize und Niederhalter. Die Matrize und der Niederhalter sind hierbei so gestaltet, dass eine Tauchkante entsteht (vergrößert dargestellt). Der seitliche Abstand zwischen Matrize und Niederhalter beträgt 0,1 mm. Innerhalb des Spaltes dichtet eine umlaufende Dichtung, die in der Matrize sitzt, ab. Im Niederhalter selber ist noch eine zweite, breitere Dichtung eingebracht. Um die unterschiedlichen Strategien und Einspritzvarianten zu realisieren, sind Matrize und Niederhalter modular aufgebaut. Diese besitzen jeweils einen wechselbaren Einsatz. Für eine radiale Einspritzung mit einer Einspritzlanze in die Bleche, muss dieser Einsatz z.B. jeweils auf Matrizen- und Niederhalter eine Nut beinhalten, damit ein Freiraum für die Lanze entsteht und das Blech in den anderen Bereich Kontakt zu den Werkzeughälften hat. Für die radiale Einspritzung durch den Stempel und der Strategie 2 werden ebene Einsätze ohne jegliche Formelemente benutzt. Wird eine Flüssigkeit in das Werkzeug,

welches gegen Austritt der Flüssigkeit abgedichtet ist, eingespritzt, muss eine Entlüftung vorgesehen werden. Im Werkzeug ist dieses an zwei Stellen im Niederhalter realisiert (vergrößert dargestellt).

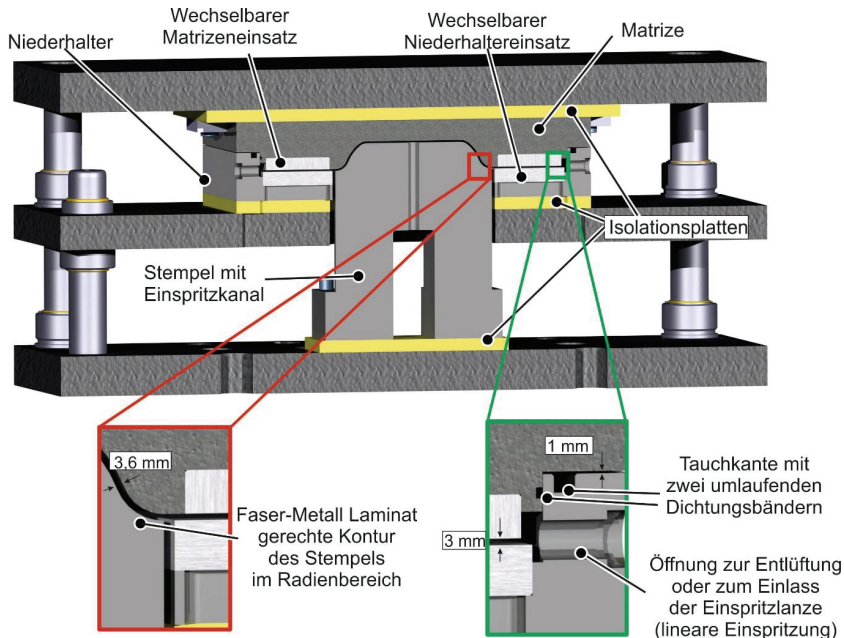


Bild 5.5: Werkzeugaufbau zur In-situ Hybridisierung.

Innerhalb dieser Öffnung wird, auch hier wechselbar gestaltet, ein Auslassventil eingesetzt. Dieses Ventil dient zu Beginn des In-situ Hybridisierungsvorganges der Entlüftung. Mit fortschreitendem Verlauf des Einspritzvorganges, wenn die gesamte Luft entwichen ist und die Matrix blasenfrei das Werkzeug aus diesen Öffnungen verlässt, lassen sich die Ventile schließen. Somit baut sich im Werkzeuginneren ein höherer Druck auf. Dies kann z.B. für einen Kalbrierschritt genutzt werden, um die Bauteilkontur besser auszuformen. Eine Besonderheit ist der Stempel des Werkzeuges. Um eine gleichbleibende Bauteildicke im Blech zu realisieren, wird der Stempel in seinem Auslaufbereich mit einem Radius versehen (vergrößert dargestellt). Somit besteht in dem Bereich des Matrizeinlafradius bzw. des Auslaufradius des Stempels beidseitiger Kontakt zwischen Faser-Metall Laminat und dem Werkzeug am Ende des Tiefziehvorganges. Das Werkzeug ist so ausgelegt, dass Bleche mit einer Dicke von $s_{\text{Blech}} = 1 \text{ mm}$ und einer mittleren Schicht Faserverbundkunststoff mit einer Dicke von $s_{\text{FVK}} = 1 \text{ mm}$ umgeformt werden können. Dementsprechend sind die Abstände im Werkzeug so ausgelegt. Basis-

rend auf eine Gesamtdicke von $s_{\text{ges}} = 3 \text{ mm}$ ist ein Ziehspalt von $t_{\text{Ziehspalt}} = 0,6 \text{ mm}$ berücksichtigt worden, was 20 % der Gesamtdicke darstellt. Wird das Blech mit der gesamten Zieldicke von s_{ges} zwischen Niederhalter und Matrize über die durch die Pinolen aufgebrachte Niederhalterkraft gehalten, so steht die Matrize im Bereich der Tauchkante 1 mm ober des Niederhalters. Die Elastomerdichtung, in den umlaufenden Nuten platziert, wird so um 0,2 mm zusammengedrückt und dichtet hierbei ab. Eine weitere Dichtung verläuft innerhalb der Tauchkante auf der Innenseite zwischen Matrize und Niederhalter. Der Spalt zwischen Niederhalter und Matrize beträgt in der Innenseite der Tauchkante 0,1 mm. Auch dieser Bereich wird durch eine Elastomerdichtung, die schmäler ausgeführt ist, abgedichtet. Somit ist das Werkzeug zweifach abgedichtet. Entweicht die Matrix aus der schmaleren Dichtung, verhindert die zweite und breiter ausgeführte Dichtung einen Matrixaustritt aus dem Werkzeug.

Um beim T-RTM Verfahren die Matrix zwischen den Blechen einzuspritzen, wird ein Blech mit einer runden Öffnung mit einem Durchmesser von 18 mm versehen. Die Öffnung im Stempel hat einen Durchmesser von 14 mm. Die Öffnungen befinden sich jeweils im Zentrum des Bleches bzw. des Werkzeuges. So ist gewährleistet, dass wegen der nicht stattfindenden Relativbewegung sowohl zu Beginn als auch am Ende des Tiefziehvorganges die Öffnungen übereinanderliegen und eine Einspritzung zu jedem Zeitpunkt während des Tiefziehens erfolgen kann. Da hier die Matrix mit einem hohen Druck zwischen die Bleche eintritt, muss dieser Bereich abgedichtet werden. Die Abdichtung erfolgt in diesem Bereich ausschließlich über den Kontakt zwischen Blech und Stempel. Hierzu muss ein flächiger Kontakt zwischen Blech und Stempel erfolgen, was in der ersten Phase des Tiefziehens nicht der Fall ist. Bei dem ersten Kontakt entsteht eine Biegung des Bleches an den Kontaktpunkten. Erst mit zunehmenden Ziehweg, wird das Blech mit zunehmenden Kontaktwinkel am Stempelradius plastisch umgeformt, so dass das Blech am Stempelboden vollständig anliegt, was in **Bild 5.6** dargestellt ist.

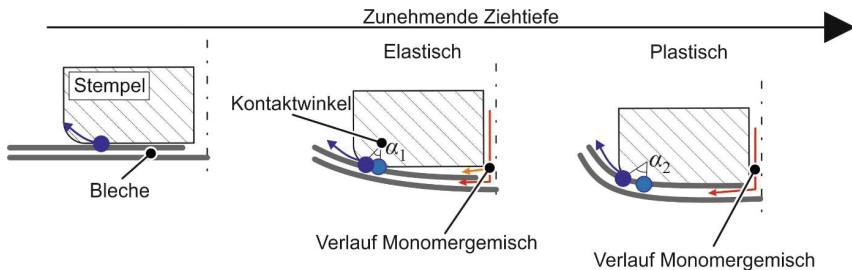


Bild 5.6: Kontakt der Bleche mit dem Stempel beim Tiefziehen.

Wird in einem zu frühen Stadium eingespritzt, kann die Kunststoffmatrix zwischen Stempel und Blech verlaufen. Eine Möglichkeit dies zu unterbinden, wäre das Ansaugen

des Bleches an den Stempel über eine Vakuumeinheit. Dies ist hier in den Untersuchungen aufgrund der Komplexität nicht erfolgt.

Um das Aushärten der Matrix zu realisieren, was unter Temperatur beschleunigt erreicht werden kann, müssen die Werkzeugbauteile erwärmt werden. Diese werden innerhalb der hier präsentierten Strategien auf eine Werkzeuoberflächentemperatur von $T_{\text{werk}} = 80^{\circ}\text{C}$ erwärmt. Das Erwärmen geschieht hierbei durch Heizpatronen in den jeweiligen Werkzeugbauteilen. Zur Regelung der Temperatur werden PID-Regler und Pt-Thermoelemente für jedes Werkzeuelement genutzt, so dass die Temperatur des Werkzeuges stets bewacht und gesteuert wird. Um Wärmeverluste zu verringern und das Dreisäulengestell thermisch zu isolieren, werden Isolationsplatten unter die jeweiligen Werkzeuelemente positioniert.

Für die In-situ Hybridisierung wird grundsätzlich eine Tiefziehpresse benötigt. Das entwickelte Werkzeug benutzt hierbei die Kraft, die durch Pinolen aufgebracht werden, als Niederhalterkraft. Durch die aufgebrauchte Stößelkraft wird der laminare Aufbau umgeformt. Die genutzte Presse ist eine 3-fach wirkende, hydraulische Presse mit einer möglichen Presskraft von $F_{\text{press,max}} = 10.000 \text{ kN}$ der Firma Müller Weingarten. Für die Strategie mit dem Nasspressverfahren wird, neben der Tiefziehpresse, keine weitere Anlage benötigt. Hier wird die Flüssigkeit manuell auf die Fasern aufgetragen. Für das T-RTM Verfahren wird neben der oben genannten Tiefziehpress eine Harzinjektionsanlage für die Injektion benötigt. Hier kommt eine Harzinjektionsanlage der Firma Wolfangel zum Einsatz. Hier wird die Einspritzung durch pneumatisch angetriebene Förderpumpen realisiert. Am Mischkopf liegt ein Drucksensor zur Ermittlung des Einspritzdruckes an. Die Anlage hat einen maximalen Förderstrom von $\dot{v}_{\text{förder}} = 24 \text{ ml/s}$. Der vom Maschinenhersteller angegebene maximale Einspritzdruck beträgt $p_{\text{ein}} = 40 \text{ bar}$. Durch die fehlende Möglichkeit der Tiefziehpresse, während der Bewegung des Stößels zum unteren Totpunkt anzuhalten, erfolgt das Einspritzen während der Stößelbewegung. Der Stößel kann mit einer minimalen Geschwindigkeit von $v_{\text{stößel,min}} = 0,5 \text{ mm/s}$ bewegt werden. Die maximale Geschwindigkeit des Stößels beträgt $v_{\text{stößel,max}} = 25 \text{ mm/s}$. Der grundsätzliche Aufbau des Werkzeuges, Presse und der Harzinjektionsanlage wird in **Bild 5.7** gezeigt. In beiden Strategien wird die Blechzufuhr manuell erledigt. Eine Evakuierung des Werkzeuges zur Vermeidung von Lufteinschlüssen wird in beiden Strategien aufgrund der hohen Komplexität der notwendigen Abdichtung nicht durchgeführt. Wesentlicher Grund hierfür ist der Spalt zwischen Stempel und Niederhalter, der innerhalb des Werkzeuges nicht ausreichend abgedichtet werden kann.

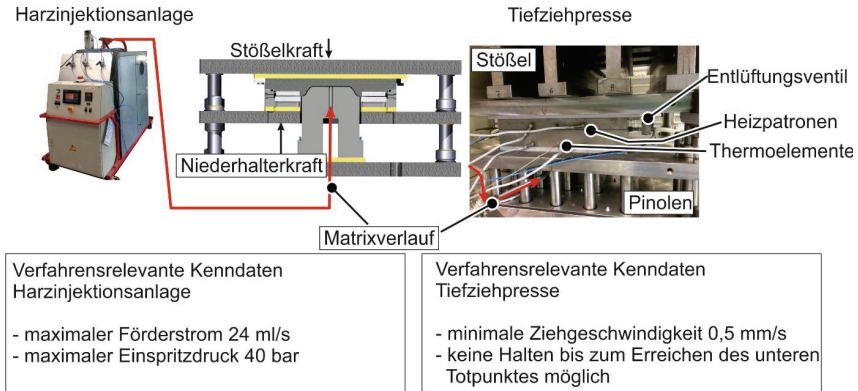


Bild 5.7: Anlagenaufbau und Kenndaten des In-situ Hybridisierungsverfahrens.

5.2.2 Prozessablauf der Strategie: Tiefziehen mit T-RTM Verfahren

Bild 5.8 zeigt den Prozessablauf für die Strategie des Tiefziehens mit dem T-RTM Verfahren. In einem ersten Schritt werden die Bleche für eine bessere Haftung vorbehandelt. Die Behandlung umfasst neben einer Reinigung der Bleche mit Ethanol sowohl eine mechanische und/oder eine chemische Vorbehandlung. Bei der mechanischen Bearbeitung wird mit einem Schleifpapier mit P280er Körnung (Korngröße 52,2 μm) die Oberfläche des Bleches in 0° und 90° Richtung geschliffen. Anschließend folgt ein kreisförmig verlaufender Schleifgang. Nach wiederholter Reinigung folgt ein Auftrag eines Haftvermittlers. Hierzu wird Glymo der Firma Evonik als 2%-ige Lösung genutzt. Nach der Vorbehandlung werden die Lagen Blech – Fasermatten – Blech in das Werkzeug eingelegt. Anschließend folgt der eigentliche Tiefzieh- und Einspritzvorgang. Beim Einspritzen kann ein variabler Zeitpunkt gewählt werden. Über den Volumenstrom der Matrix wird die Dauer des Einspritzvorganges variiert. Die Einspritzung während des Tiefziehens erlaubt auch über ein nachgeschaltetes Einspritzen eine nicht ausreichend vorhandene Matrix auszugleichen. Nach dem Umform- und Einspritzvorgang verbleibt das FML bei konstantem Pressendruck für ca. 15 Minuten im Werkzeug und härtet aus. Danach wird nach Auffahren des Werkzeuges das Bauteil entnommen. Um eine Haftung des Kunststoffes an den Werkzeugen zu verhindern, wird ein Trennmittel verwendet. Mit diesem wird das Werkzeug inklusive der Elastomerdichtungen in Abständen von ca. 10 Umformvorgängen eingestrichen. Somit ist gewährleistet, dass die Bauteile rückstandsfrei aus dem Werkzeug entnommen werden können.

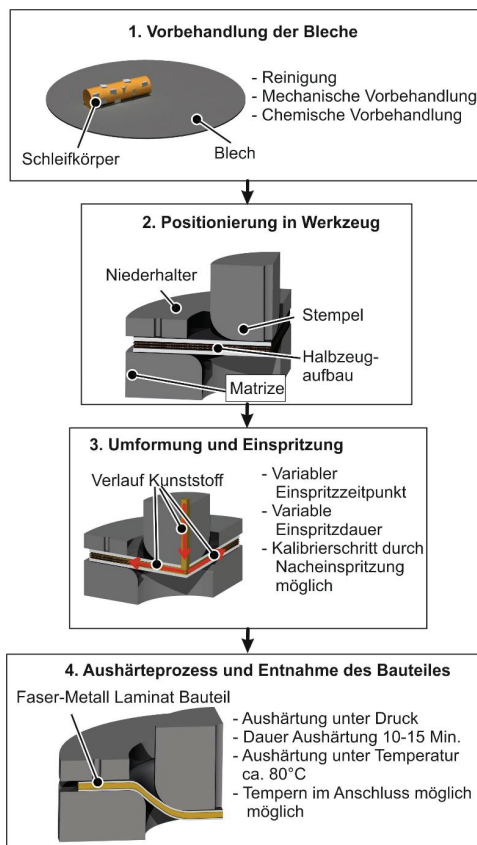


Bild 5.8: Prozessstrategie zur In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten mittels RTM und Tiefziehen.

5.2.3 Prozessablauf der Strategie: Tiefziehen mit dem Nasspressverfahren

Bild 5.9 zeigt den Prozessablauf für das Tiefziehen kombiniert mit dem Nasspressverfahren. Die Vorbehandlung der Bleche und das Auftragen des Trennmittels unterscheiden sich hierbei nicht von dem aus dem Abschnitt zuvor. Nachdem das untere Blech eingelegt ist, werden die Faserplatten auf das Blech passend aufgelegt. Nun wird das zuvor angemischte Matrixsystem homogen auf die Faserplatten aufgebracht. Hierbei, durch die niedrige Viskosität und Schwerkraft, kommt es zu einem Ausfließen, was das Auftragen erleichtert. Nachdem das Matrixsystem aufgetragen wurde, wird das obere Deckblech aufgelegt. In einem nächsten Schritt schließt sich das Werkzeug und der

Tiefziehvorgang beginnt. Der Aushärteprozess unterscheidet sich auch hier nicht von dem aus dem vorherigen Kapitel.

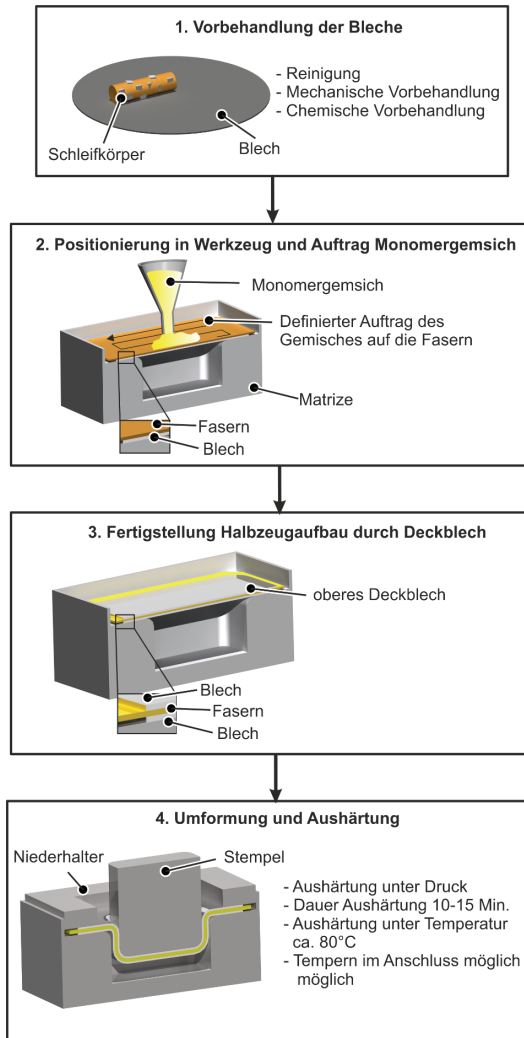


Bild 5.9: Prozessstrategie zur In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten mittels Nasspressen und Tiefziehen.

5.3 Beschreibung der Relativverschiebung der Lagen zueinander bei der Umformung

In diesem Kapitel wird beschrieben in welchem Umfang es zu einer Relativverschiebung zwischen den Lagen während der Umformung kommen kann. Bei einer Relativverschiebung kommt es zu einem Reiben der Schichten, was unter ungünstigen Reibbedingungen zu Verschleiß oder Schädigung der Faser führt. Dies gilt es im Prozess zu verhindern. Hierzu wird sowohl die Relativverschiebung bedingt durch die Geometrie des Tiefziehwerkzeuges als auch die Relativverschiebung bedingt durch Reibungseinflüsse analysiert.

Die vollständige Beschreibung der geometrischen Zusammenhänge zur Bestimmung der Relativverschiebung zwischen den Schichten zueinander sind in Anhang A beschrieben.

5.3.1 Relativverschiebung bedingt durch geometrische Zusammenhänge

Mittels der im Anhang A beschriebenen Analytik soll für den gegebenen Werkzeugaufbau und abhängig der Werkzeuggeometrien bestimmt werden, welchen Einfluss die Schichtdicken auf den Relativversatz zwischen den Schichten zueinander haben. Wie im Anhang dargestellt, müssen nur die rotationssymmetrischen Bereiche untersucht werden, da hier geometrisch bedingt nur hier ein Versatz zwischen den Schichten vorhanden ist. Im nicht-rotationssymmetrischen Bereich des Werkzeuges liegt kein Versatz der Schichten zueinander vor. In **Bild 5.10**, gültig für den rotationssymmetrischen Bereich, wird das Verhältnis r_{versatz} vom Abstand der beiden Deckbleche (a und b) zu dem Abstand zweier Rovings im schweren Köpergewebe über der Zwischenschichtdicke aufgetragen. Der Abstand zweier Rovings beträgt 1,43 mm. Hierbei ist

$$r_{\text{versatz}} = \frac{\Delta a - b}{1,43} \quad (5.1)$$

das Versatzverhältnis der beiden Bleche zueinander zum Rovingabstand und

$$r_{\text{versatz}} = \frac{\Delta s - b}{1,43} \quad (5.2)$$

das Versatzverhältnis der Zwischenschicht (s) zum Deckblech b .

Dabei sind unter Nutzung der Flanschlänge aus Gleichungen (A41)-(A43) und (A66)-(A68)

$$L_{\text{Flansch},a} - L_{\text{Flansch},b} = \Delta a - b \quad (5.3)$$

und

$$L_{\text{Flansch},s} - L_{\text{Flansch},b} = \Delta s - b. \quad (5.4)$$

Aufgrund der wechselnden geometrischen Bedingungen im Übergang von der Ziehtiefe bis 30 mm zu einer höheren Ziehtiefe, werden die Verhältnisse sowohl für die Ziehtiefe $h = 30$ mm und $h = 45$ mm aufgetragen. In **Bild 5.10 a)** wird in der analytischen Berechnung das Verhältnis der beiden Blechdicken mit 1 konstant gehalten. Die Summe aller Schichtdicken überschreiten hierbei nicht die 3,5 mm, da das Werkzeug mit einem Spalt von 3,6 mm ausgelegt ist. Es kann festgestellt werden, dass mit zunehmender Zwischenschichtdicke t_s der Versatz steigt und einen Maximalwert erreicht, wenn die Dicke der Bleche im Verhältnis zur Zwischenschichtdicke sehr dünn bleiben. Die höchsten Versatzverhältnisse betragen ca. 0,16 für den Versatz zwischen den beiden Blechen und den Wert 0,08 für den Versatz zwischen dem Blech und der Zwischenschicht. Da das Verhältnis den Wert 1 nicht überschreitet, ist ein Rutschen des Rovings über einen Eindruck nicht zu erwarten. In **Bild 5.10 b)** wird das Verhältnis zwischen den Blechdicken auf

$$\frac{t_a}{t_b} = 10 \tag{5.5}$$

gesetzt. Geometrisch bedingt, kann bei diesem Verhältnis die Zwischenschichtdicke den Wert 2,4 mm nicht überschreiten.

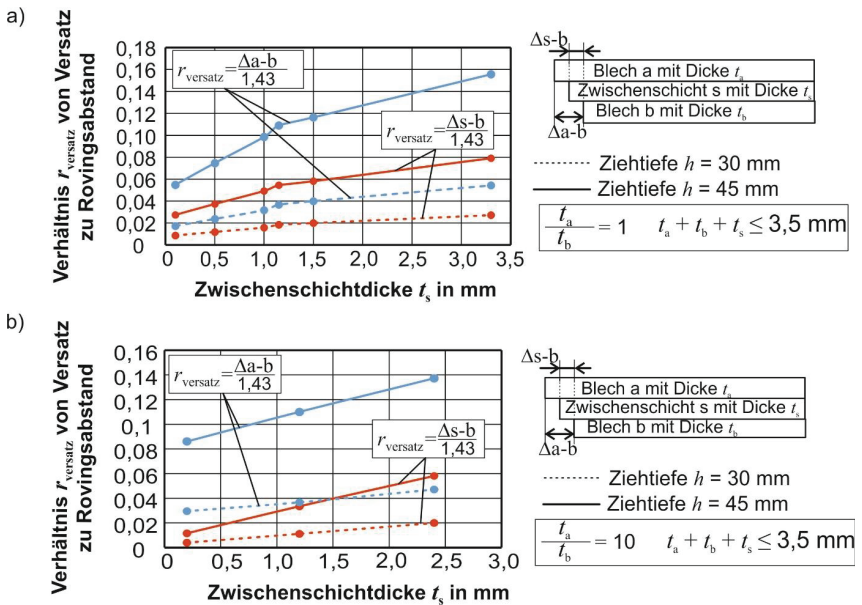


Bild 5.10: Einfluss der Deckblechdickenverhältnisse auf den Schichtenversatz in Abhängigkeit der Zwischenschichtdicke a) für das Deckblechdickenverhältnis von 1, b) für das Deckblechdickenverhältnis von 10.

Wie in **Bild 5.10 a)** überschreitet auch für dieses Blechdickenverhältnis das Verhältnis von Versatz zum Rovingabstand nicht den zum Rutschen kritischen Wert von 1. **Bild 5.11** vergleicht für beide Verhältnisse der Blechdicken von Blech a und Blech b von 1 und 10 den Versatz. Es ist erkennbar, dass ein Dickenverhältnis von 1 einen größeren Einfluss auf den Versatz zwischen Deckblech und Zwischenschicht bewirkt. Das Verhältnis r_{versatz} ist für die Bleche a und b für das größere Blechdickenverhältnis weist einen ähnlichen Verlauf auf wie für das Dickenverhältnis von 1 ab einer Zwischenschichtdicke von 1 mm (**Bild 5.11**).

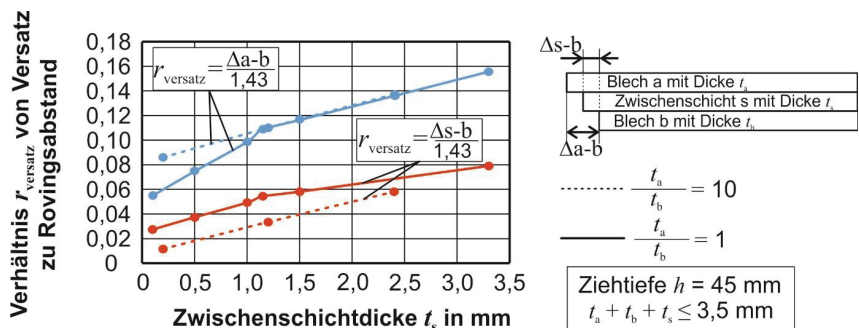


Bild 5.11: Vergleich der Dickenverhältnisse der Deckbleche auf den Schichtenversatz.

Bild 5.12 zeigt den Einfluss der Werkzeuggraden auf den Versatz der Schichten zueinander. Die Schichtdicken haben hierbei die gleiche Dicke. Die Gesamtdicke beträgt 3,5 mm. Die gestrichelte Linie stellt den Versatz für eine Änderung des Stempelkantenradius $r_{\text{st,K}}$ dar, wobei hier der Matrizeneinlauffradius konstant gehalten wird.

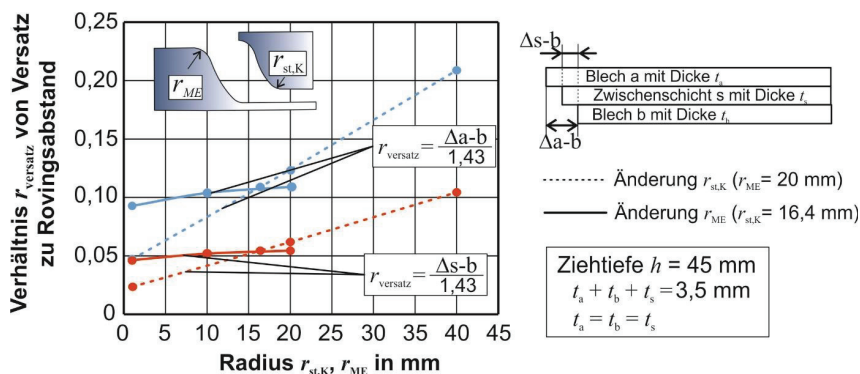


Bild 5.12: Einfluss der Werkzeuggraden auf den Schichtenversatz.

Die volle Linie beschreibt den Versatz bewirkt durch eine Änderung des Matrizeinlaufradius r_{ME} , wobei der Stempelkantenradius konstant gehalten wird. Bei einem Matrizeinlaufradius bis 15 mm wird der Versatz stärker durch die Änderung des Matrizeinlaufradius beeinflusst. Ab einem Wert von 15 mm wird der Versatz stärker vom Stempelkantenradius beeinflusst. Das Verhältnis von Versatz zum Rovingabstand übersteigt auch hier nicht den Wert 1. Für den Versatz zwischen den beiden Deckblechen beträgt dieses Verhältnis 0,2. Für den Versatz zwischen Deckblech und Zwischenschicht steigt das Verhältnis auf einen Wert von über 0,1. Dies bedeutet, dass die Änderung des Stempelkantenradius einen stärkeren Versatz als die Schichtdickenänderung bewirkt. Bei der Betrachtung der Relativverschiebungen während der Umformung bedingt durch geometrische Größen kann also festgehalten werden, dass die Relativverschiebung stets kleiner ist als die hier betrachteten Rovingbreiten.

5.3.2 Relativverschiebung bedingt durch die Kontaktreibung

Da die Werkzeuge reibungsbehaftet sind, können der Reibfaktor und die Niederhalterkraft einen größeren Einfluss auf die Relativverschiebung der Schichten aufweisen. Ist die resultierende Reibkraft aus Niederhalterkraft und Reibfaktor zu hoch, wird der Einzug des Bleches verhindert. In diesem Fall steigt die Spannung in dem Blech so weit an, dass es zu einem plastischen Fließen kommt. In **Bild 5.13** ist für einen doppellagigen Aufbau des Laminates ein Versatz schematisch dargestellt, der durch eine zu hohe einseitige Reibkraft verursacht wird.

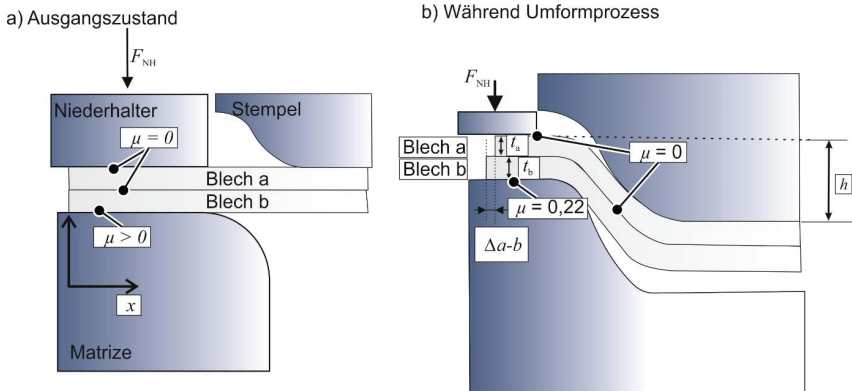


Bild 5.13 Modellaufbau zur Bestimmung der Verschiebung in Abhängigkeit der Reibung a) vor dem Umformvorgang und b) während des Umformvorganges.

In **Bild 5.13 a)** wird der Ausgangszustand gezeigt. Einzig zwischen Blech b und der Matrize ist der Reibfaktor größer als null.

Basierend auf diesen Versuchsaufbau wird ein Streifen mit einer Breite von $b = 10$ mm und der Länge von 175 mm im nicht-rotationssymmetrischen Bereich des Werkzeuges gewählt. Dieser Streifen wird über eine Werkzeughälfte umgeformt, so dass nicht die gesamte Blechbreite von 350 mm sondern nur die Hälfte gewählt wird. Mit den geometrisch relevanten Größen (Anhang A) wird ein numerisches Modell dementsprechend aufgebaut. Die zwei Streifen haben beide eine Dicke von $t = 1$ mm. Bis auf die Grenzfläche unteres Deckblech und Matrizie, die einen ermittelten Reibwert von 0,22 besitzt, werden alle weiteren Grenzflächen als reibungsfrei angenommen. Die Elementkantlängen der Schalen sind mit 1,0 mm festgelegt. Es wird keine Massenskalierung in der explizit gerechneten Simulation verwendet. Die Materialparameter entsprechen denen aus **Bild 4.29**. Die Niederhalterkraft beträgt $F_{NH} = 4500$ N. Um das Simulationsmodell zu prüfen, wird die analytische Berechnung der Stempelkraft angelehnt an Siebel (1932) durchgeführt. Hierbei wird basierend auf der bekannten Beziehung für die Stempelkraft beim Tiefziehen, der Anteil der ideellen Umformarbeit gestrichen, da hier eine nicht-rotationssymmetrische Umformung stattfindet. Somit berechnet sich die Stempelkraft für Blech b nach der **Gl. (5.6)**, bestehend aus einem Anteil bedingt durch die Flanschreibung und einem Anteil bedingt aus dem Biegen und Rückbiegen:

$$F_{St,b} = b \cdot \left\{ \left[\frac{\mu \cdot F_{NH}}{b \cdot t_b} + \frac{k_{fm,Matrizie} \cdot t_b^2}{2 \cdot r_{ME} + t_b} \right] \cdot e^{\mu\alpha} \right\} \cdot \sin \alpha \quad (5.6)$$

Für das Blech a gilt analog, jedoch reibungsfrei:

$$F_{St,a} = b \cdot \left\{ \left[\frac{k_{fm,Matrizie} \cdot t_a^2}{2 \cdot (r_{ME} + t_b) + t_a} \right] \cdot 1 \right\} \cdot \sin \alpha \quad (5.7)$$

Die Gesamtstempelkraft $F_{Stempel,ges}$ ist schließlich die Summe aus beiden Kräften:

$$F_{St,a} + F_{St,b} = F_{Stempel,ges} \quad (5.8)$$

Bild 5.14 zeigt den Vergleich des Stempelkraftverlaufes für die numerische und die analytische Berechnung. Die beiden Verläufe stimmen gut überein. Somit ist das Simulationsmodell validiert.

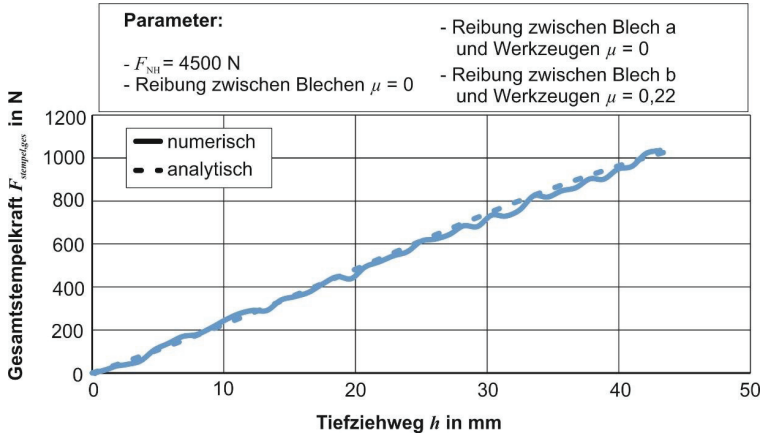


Bild 5.14: Vergleich der Stempelkraft für numerische und analytische Berechnung.

Somit wird der Einfluss der Reibkraft, die durch Veränderung der Niederhalterkraft eingestellt wird, auf den Versatz der Schichten untersucht.

Wird die Niederhalterkraft F_{NH} zu hoch eingestellt, wird das Blech nicht eingezogen. Es kommt zu einer Streckung des Bleches, die aus der plastischen Formänderung resultiert. Ist die Niederhalterkraft gering genug, kann das Blech durch die Zugkraft F_{zug} eingezogen werden, ohne dass es zu einer plastischen Längenänderung kommt. Dieser Grenzfall, mit Betrachtung der Reibung am mit dem Winkel α umschlungenen Matrizeneinlaufradius wird mit

$$F_{zug} = F_{NH} \cdot \mu \cdot e^{\mu \cdot \alpha} \tag{5.9}$$

beschrieben. Die plastische Formänderung tritt erst beim Überschreiten der Fließspannung k_f ein, somit gilt dann für den Querschnitt A der Probe

$$k_f \cdot A = F_{NH} \cdot \mu \cdot e^{\mu \cdot \alpha}. \tag{5.10}$$

Ist die Reibkraft größer als die übertragene Kraft im Blech, kommt es zu einem Haften. Das Blech zieht nicht weiter ein, es dehnt sich plastisch.

In **Bild 5.15** sind für unterschiedliche Niederhalterkräfte die Verhältnisse nach **Gl. 5.1** des Versatzes der beiden Bleche bezogen auf einen Rovingabstand in Abhängigkeit des Tiefziehweges dargestellt. Gegenüber dem Versatz bedingt durch die Geometrie, sind die Verhältnisse bedingt durch die Reibung erhöht. Diese betragen bis zu 0,8 für Niederhalterkräfte bis 5300 N. Wird Streckung zugelassen, so kommt es zu einem größeren Versatz. Erst wenn durch die Materialverfestigung die benötigte Kraft zur plastischen Formänderung ansteigt, kann das Blech eingezogen werden.

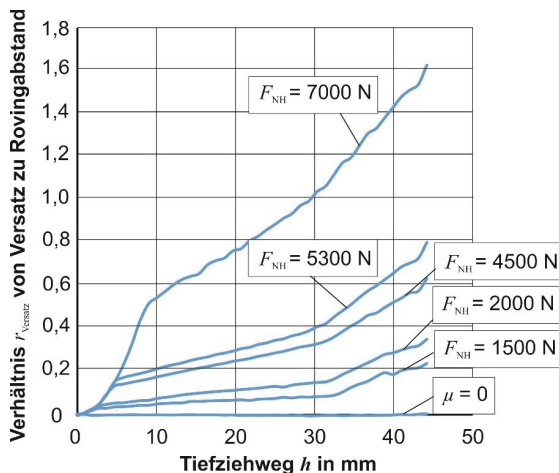


Bild 5.15: Versatz bedingt durch die Reibkraft.

Somit weist das Verhältnis für die Niederhalterkraft von 7000 N einen Wert von bis zu 1,6 auf. Dies bedeutet, dass ein Roving einen Eindruck überwinden muss. Dies stellt eine mögliche Ursache für das Reißen der Fasern dar. Es ist also, aufgrund der geringen Dehnung der Fasern, im Versuch darauf zu achten, dass die Reibkraft gering wie möglich gehalten wird. Realisiert wird dies im Werkzeug durch polierte Werkzeugeinsätze.

5.4 Fazit

Innerhalb dieses Kapitels sind Werkzeuge und Verfahren für die In-situ Hybridisierung entwickelt und beschrieben worden. Bei der In-situ Hybridisierung wird in einem Prozessschritt das Faser-Metall Laminat umgeformt. Die Infiltration der Fasern durch den Matrix-Werkstoff während des Prozesses ist über ein T-RTM bzw. alternativ über das Nasspressverfahren sichergestellt. Mittels eines im Anhang beschriebenen Verfahrens konnte der geometrisch bedingte Versatz, der nur im rotationssymmetrischen Teil des Werkzeuges vorhanden ist, bestimmt werden. Für den gegebenen Fall ist dieser so gering, dass dieser vernachlässigt werden kann. Reibungsbedingt kann der Versatz höher ausfallen, wenn die Niederhalterkraft zu hoch gewählt wird und somit die Reibung größer wird. Somit kann ein Strecken des Bleches erfolgen, was dazu führen kann, dass der Versatz so groß ist, dass der Roving einen Eindruck überwinden muss und Fasern geschädigt werden.

6 In-situ Hybridisierung: Herstellung von Faser-Metall Laminaten

Die aktive Durchführung der In-situ Hybridisierungsexperimente an der Tiefziehpresse und an der Harzinjektionsanlage wurden mit Hilfe von Herrn Henrik Werner (M. Sc.) vom Karlsruher Institut für Technologie im Rahmen der Projektkooperation zum DFG Projekt Be 5196/4-1 durchgeführt. Herr Henrik Werner war auch beteiligt an der Erstellung des Versuchsprogrammes, welches zwischen beiden Instituten abgestimmt werden musste. Die Auswertung mit Hilfe der optischen Messsysteme, die Ergebnisaufbereitung, die Deutung und Analysen der Umformversuche wurden einzig durch meine Person durchgeführt.

Die Bestimmung und die Analyse der mechanischen Eigenschaften des Materials und speziell der Grenzflächenhaftung wurden durch Herrn Werner durchgeführt. Aus der Bachelorarbeit "Untersuchung des Herstellungseinflusses endkonturnaher, 3D-geformter Faser-Metall Laminat-Strukturbauteile auf die interlaminare Scherfestigkeit zwischen Stahl und reaktiv verarbeiteter thermoplastischer Matrix" von Herrn Paul Roßmanith und aus der Bachelorarbeit „Untersuchung der ortsabhängigen Zugeigenschaften eines umgeformten Faser-Metall Laminats“ von Paul Faber sind in diesem Kapitel die Werte und Bilder entnommen worden. Die Bilder sind speziell für die Ergebnisdeutung durch meine Person überarbeitet und die Ergebnisdeutung eigenhändig durchgeführt worden.

Teilergebnisse dieses Kapitels wurden vorab veröffentlicht in Menecart et al. (2018) und in Menecart et al. (2017) im Rahmen der Konferenzen MSEC 2018 und ICTP 2017.

Dieses Kapitel befasst sich mit der Herstellung von Demonstratorbauteilen im In-situ Hybridisierungsverfahren. Das Aufzeigen der technischen Machbarkeit ist das Ziel dieses Kapitels. Dabei soll auch das Prozessverständnis für das neu entwickelte Verfahren erweitert werden.

6.1 Prozessparameter und Kenngrößen

Im Rahmen der Bauteilherstellung mit dem in Kapitel 5.2.1 beschriebenen Werkzeug werden als Blechwerkstoffe für das Aufzeigen der technischen Machbarkeit zwei gängige Werkstoffe aus der Automobilindustrie genutzt. Hierbei handelt es sich um die in den Kapiteln zuvor erwähnten Werkstoffe AA5182 H111 (Aluminium) und den Tiefziehstahl DC04. Als Blechstärke wird eine Dicke von 1 mm gewählt. Als Matrix wird ein reaktiv zu verarbeitendes Acrylat der Firma Arkema S.A. genutzt. Um das Acrylat zu erzielen, werden die zwei Hauptkomponenten benötigt: Harz Elium® 130 (Arkema S.A.) und Harz Elium® 190 (Arkema S.A.). Zusätzlich wird Dibenzoylperoxid mit einem Anteil von 50% Dicyclohexylphthalat (United Initiators, BP-50-FT) als Härter bzw. Radikalstarter hinzugegeben. Die beiden Harze werden mit einem Massenanteil

von jeweils 48,75 % und das Peroxid mit einem Massenanteil von 2,5 % in der Mischdüse unmittelbar vor Eintritt in das Werkzeug miteinander vermischt. Die Viskosität dieser Mischung ist abhängig von der Temperatur und von der Zeit. **Bild 6.1** zeigt die im Rheometer gemessene Viskosität für unterschiedliche Temperaturen in Abhängigkeit der Haltezeit. Es ist oszillatorisch mit einer Kreisfrequenz von $\omega = 10 \text{ rad/s}$ gemessen worden. Die oszillatorische Messung erlaubt die Bestimmung des Speichermoduls G' und des Verlustmoduls G'' , des Betrages der komplexen Viskosität $|\eta^*|$ und somit die Bestimmung des komplexen Moduls G^* eines polymerisierenden Kunststoffes, wie in Laun et al. (2014) beschrieben. Es ist zu erkennen, dass die Erhöhung der Viskosität bzw. die Aushärtung stark abhängig von der Temperatur ist, bei der die Polymerisation stattfindet. Um die Aushärtung zu beschleunigen, ist das Werkzeug auf eine Oberflächentemperatur von 80°C beheizt. Daraus folgt, dass ungefähr bei 750 Sekunden die Aushärtung abgeschlossen ist. Eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur wäre auch möglich, jedoch verringert sich das Zeitfenster für die Verarbeitung. Bei einer Temperatur von 80°C für die Polymerisation, ist das Zeitfenster zur Verarbeitung mit bis zu 240 Sekunden bei einer Viskosität von im Bereich von 250-500 mPa·s noch ausreichend für die In-situ Hybridisierung mit den genutzten Komponenten.

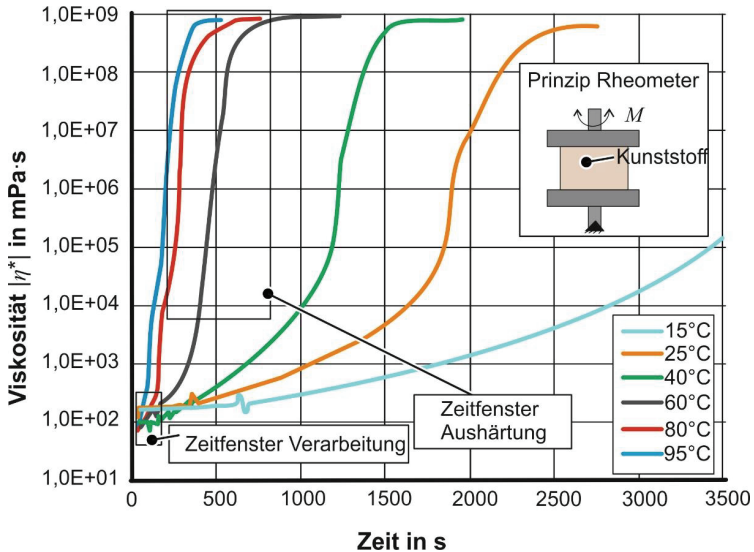
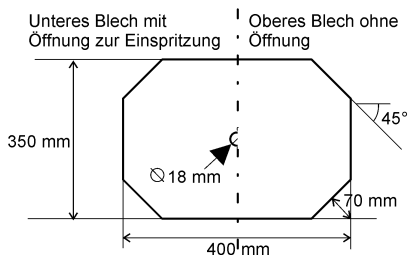


Bild 6.1: Zeit-Viskositätskurven für das reaktive Eliumsystem in Abhängigkeit der Temperatur (durchgeführt am Karlsruher Institut für Technologie durch H. Werner).

Das im Mischer vor Eintritt in das Werkzeug gemischte Kunststoffsystem (Matrix) erwärmt sich erst im Werkzeug auf eine Temperatur von 80°C auf. Durch die minimale Ziehgeschwindigkeit von 0,5 mm/s und der Ziehtiefe von 45 mm ergibt sich eine Zeit von 90 Sekunden, die für das vollständige Tiefziehen benötigt wird. Die Menge des eingespritzten Harzgemisches richtet sich nach dem zu erzielenden Faservolumengehalt und ist daher auch abhängig von der verwendeten Anzahl der Glasfaserlagen.

a) Platinengeometrien



b) Faserlagegeometrie

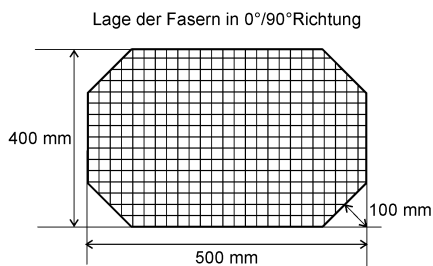


Bild 6.2: a) Platinengeometrie der Deckbleche, b) Geometrie und Anordnung der Faserlagen.

Als Gewebelage wird das in Kapitel 4 verwendete Köpergewebe mit dem Flächengewicht von 280 g/m² benutzt. Die gewählten Geometrien für die unteren und oberen Platinen als auch für den Glasfaserlagenzuschnitt sind in **Bild 6.2** dargestellt. Der Zuschnitt der Glasfaserlagen ist größer als der der Platinengeometrien, um eine Faltenbildung des Bleches zu vermeiden. Diese kann entstehen, wenn die Glasfaserlage keinen Kontakt mehr mit den Deckblechen hat und so die Niederhalterkraft nicht oder nur reduziert auf die Bleche wirkt. Für die Experimente der In-situ Hybridisierung wurden die in **Tabelle 6.1** weiteren Prozessparameter verwendet.

Tabelle 6.1: Prozessparameter für die Bauteilherstellung.

| Parameter | Wert |
|--------------------------------------|--|
| Niederhalterkraft | AA5182: 140 kN DC04: 160 kN |
| Stößelgeschwindigkeit | 0,5 mm/s, 1,2 mm/s, 1,6 m/s (5,6 mm/s nur Nasspressen) |
| Startzeitpunkt der Injektion | 0%, 7%, 33% der maximalen Ziehtiefe |
| Ziehtiefe | 50%, 100% der maximalen Ziehtiefe |
| Haltezeit für Polymerisation | 900 s mit 36 kN |
| Haltekraft während Polymerisation | 36 kN |
| Anzahl der Gewebelagen | 3, 4, 6, 8 |
| Ausgangsdicken der Gewebelagen in mm | 0,69; 0,92; 1,38; 1,84 |
| Matrixmasse | 0 g bis 643 g |

Die aus den Experimenten gemessenen Prozessgrößen, wie in **Bild 6.3** schematisch dargestellt, sind der Einspritzdruck am Werkzeugeingang, der Tiefziehweg über die Zeit und der Abstand zwischen Niederhalter und Matrize, um z.B. die Dickenveränderung des Faser-Metall Laminates während der Abkühlung zu erfassen.

In den Experimenten ist sowohl das Tiefziehen mit dem Nasspressverfahren als auch mit dem T-RTM Verfahren kombiniert worden. Aufgrund der besseren Steuerung des Prozesses ist der Schwerpunkt allerdings auf die Kombination mit dem T-RTM Verfahren gelegt worden.

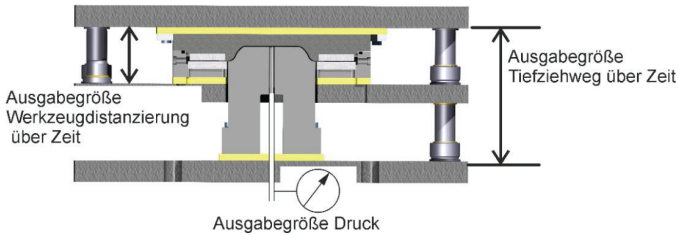


Bild 6.3: Erfassung von Messgrößen am Werkzeug.

6.2 Allgemeine Ergebnisse

Bild 6.4 zeigt ein mit dem T-RTM Verfahren hergestelltes Bauteil in isometrischer Ansicht. Das Bauteil weist, eingegrenzt durch die zwei gestrichelten Linien, einen nicht- und zwei rotationssymmetrische Bereiche auf. Das von dem Zuschnitt her größer gewählte Fasergewebe befindet sich infiltriert durch die Matrix zwischen den Blechen.

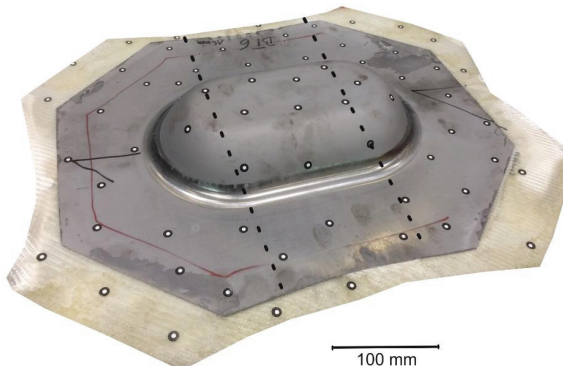


Bild 6.4: Demonstratorbauteil in isometrischer Ansicht.

In **Bild 6.5** sind mit dem T-RTM Verfahren in-situ hergestellte Bauteile jeweils für den Werkstoff AA5182 und DC04 dargestellt. Es ist sowohl eine Ansicht auf der Stempelseite und auf der Matrizenseite abgebildet. An der Stempelseite, an der eingespritzt wird, ist kein Kunststoff zwischen Blech und Stempel geflossen.

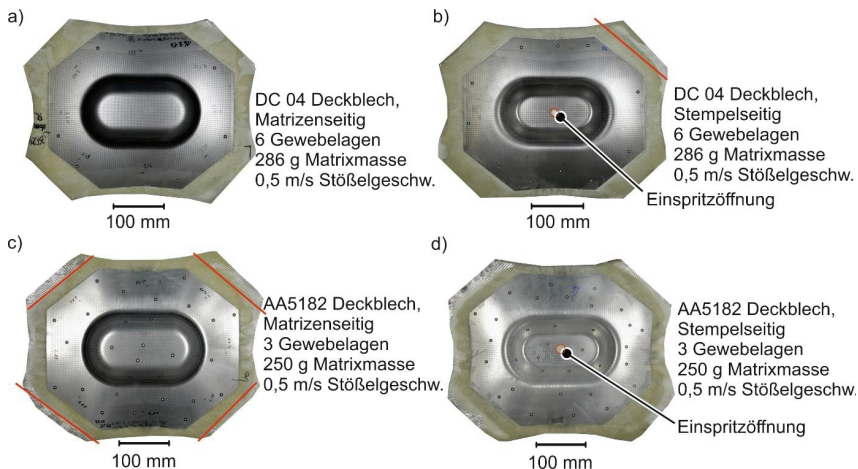


Bild 6.5: a) Bauteil DC04 matrizenseitig, b) Bauteil DC04 stempelseitig, c) Bauteil AA5182 matrizenseitig und d) Bauteil AA5182 matrizenseitig.

Eingespritzt wurde bei einem Stempelweg von mindestens 7 %, um die Abdichtung durch Kontakt zu realisieren (siehe auch **Bild 5.6**). In 0°- und 90°- Faserrichtung ist der Flanscheinzug der Faser am größten. In diesen Richtungen erfolgt die Längenänderung nur durch den Einzug, da die Fasern sich nicht dehnen können. Mit zunehmender Faserrichtung hin zu der 45° Faserrichtung, kommt es zu einer Rotation der Fasern, so dass hier die Drapierung durch die Einstellung eines Scherwinkels geschieht. Die Längenänderung geschieht hier durch die Änderung der Gewebestruktur von einer quadratischen zu einer Rautenform. Das kann auch an der Form der Gewebelagen in 45°-Richtung erkannt werden. Hier ist die Formkante der Gewebematten gerade, was in **Bild 6.5 b) und c)** durch Linien dargestellt ist. Die größer gewählte Gewebemattengeometrie reicht aus, so dass das Gewebe nicht zwischen den Blechen vollkommen einzieht. Somit wird ein faltenfreier Flanshbereich gewährleistet. Darüber hinaus ist zu sehen, dass die Kunststoffmatrix an alle Ränder geflossen ist. Somit ist hiermit auch gezeigt, dass die radiale Einspritzung durch den Stempel effektiv ist und die gesamte Fasermatte infiltriert.

6.3 Untersuchungen zur Fließfrontausbreitung

Ein besonderer Untersuchungspunkt war die Ausbildung der Fließfront bzw. die notwendigen Parameter für eine ausreichende Ausbildung der Fließfront. Zur Untersuchung der Ausbildung der Fließfront werden die Versuchsergebnisse eines kompletten Tiefziehvorganges mit vollständiger Einspritzung der Matrix und mit halber Einspritzung der Matrix miteinander verglichen. Bei vollständiger Einspritzung von 3 Gewebelagen werden 250 g Kunststoff eingespritzt, bei halber werden 130 g Kunststoff eingespritzt. Der Tiefziehweg beträgt hierbei 45 mm. Als Blechwerkstoff wurde AA5182 verwendet. Die Niederhalterkraft beträgt 140 kN. Der Einspritzbeginn liegt bei 7 % der Tiefziehtiefe, also bei 3 mm. Beendet wurde die Einspritzung bei einer Tiefziehtiefe von 7 bzw. 11 mm. **Bild 6.6** zeigt die Bauteile zu diesen Untersuchungen. Im Falle der Einspritzung von 130 g Kunststoffmatrix endet die Fließfront am Übergang von Matrizenradius zum Flanschbereich, **Bild 6.6 a**). Die Fließfront weist einen regelmäßigen radialen Verlauf auf und durchläuft den Bauteilboden und den Bereich in der Bauteilzarge homogen, bis die Menge bzw. der Druck nicht mehr ausreicht, um den Matrizeinlaufradius zu passieren und den Bereich unterhalb des Niederhalters zu infiltrieren. Der Druck im Niederhalterbereich ist konstant, während der Druck im Matrizeinlaufradius mit zunehmendem Ziehweg größer wird. Im Falle der Einspritzung von 250 g Kunststoffmatrix ist das Gewebe fast vollständig infiltriert, **Bild 6.6 b**). Es lässt sich eine homogen verteilte Fließfront erkennen, die in den 45°- Faserrichtungen das Gewebe aufgrund der erschwerten Infiltrierung nicht erreicht.

In einer weiteren Untersuchung werden die Ergebnisse von Versuchen mit halber (Ziehweg 22,5 mm) und vollständiger Umformung (Ziehweg 45 mm) bei gleichbleibender Einspritzung der Kunststoffmatrix, hier 286 g, miteinander verglichen. Hierbei wurden 6 Gewebelagen verwendet. Der Werkstoff für die Deckbleche war DC04.

- a) - AA5182 Deckblech,
 - Stempelseitig,
 - Unterbrechung der Infiltrierung
 - Matrixmasse ca. 130 g

- b) - AA5182 Deckblech,
 - Matrizenseitig,
 - Vollendete Infiltrierung
 - Matrixmasse ca. 250 g

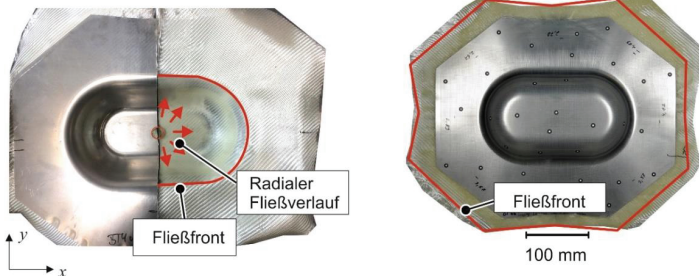


Bild 6.6: Fließfrontenausbreitung bei der In-situ Hybridisierung a) für eine Matrixmasse von ca. 130 g und b) für eine Matrixmasse von ca. 250 g.

Bild 6.7 zeigt die Ergebnisse dieser Untersuchungen. Im Falle der halben Umformung, bildet sich eine Beule im Bauteilboden aus, **Bild 6.7 a)** und **c)**. Auch im Zargenbereich kann eine leichte Ausbeulung erkannt werden. Im Falle der vollständigen Umformung treten keine Beulen auf, **Bild 6.7 b)**. In beiden Fällen wurde aber das Gewebe vollständig infiltriert. Mit Hilfe eines optischen Systemes (ATOS, GOMmbH) wurde die Dicke des Bauteils mit halber Umformung gemessen, **Bild 6.7 c)**. Aus der Dickenvermessung ist erkennbar, dass die größte Dicke im Bereich des Bauteilbodens in der Bauteilmitte vorliegt. Die Dicke weist hier einen Maximalwert von $t_{ges} = 11,5$ mm auf. In der Bauteilzarge, je nach Lage, erreicht die Dicke einen Wert von ca. $t_{ges} = 8$ mm gegenüber einer Dicke von 3,38 mm zu Beginn auf. Eine Ursache der Beulen ist eine Blasenbildung, was in einer Schnittdarstellung von **Bild 6.7 c)** gut zu erkennen ist. Diese Luftblase entsteht konzeptionsbedingt. Bei der Einspritzung wird eine definierte Menge an flüssigem Matrixsystem eingespritzt. Da die Leitung von Absperrventil zur Öffnung des Bleches zunächst mit Luft befüllt ist, drückt bei der Einspritzung die flüssige Matrix die Luft in das Bauteil.

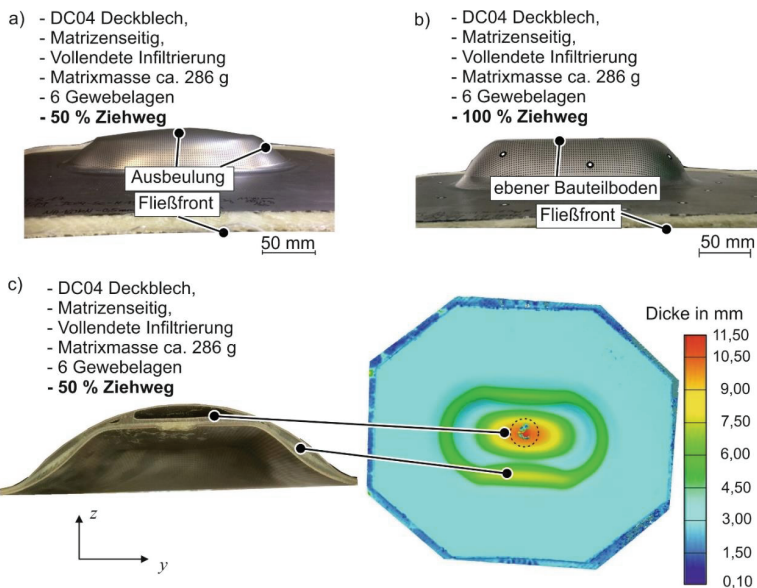


Bild 6.7: a) Darstellung eines Bauteiles bei Erreichen des halben Ziehweges, b) Darstellung eines Bauteiles bei Erreichen des vollen Ziehweges, c) Schnittdarstellung eines Bauteiles bei Erreichen des halben Ziehweges mit Darstellung der optisch erfassten Blechdicke.

Aufgrund der höheren Dichte der flüssigen Matrix gegenüber der der Luft, entweicht die Luft mehrheitlich nach oben in positiver z-Richtung. Wird der Umformvorgang, wie

bei dem Bauteil aus a) und c) bei 50 % des Tiefziehweges beendet, fließt die noch flüssige Matrix in Richtung Zarge bzw. Flansch, da hier das Blech auf einer Seite nicht in Kontakt mit den Fasern ist und dadurch die Matrix zwischen Fasern und Blech vorbeifließen kann. Durch die Schwindung bei der Aushärtung verringert die Matrix ihr Volumen um 2 %, zudem kann auch in Richtung des Angusses das Volumen abnehmen, was auch zu einer Vergrößerung der Luftblase führt. Abgesehen von der geringen Schwindung, ist die eingeschlossene Luft in Form kleiner Luftblasen im gesamten Bauteil maßgeblich für die Luftblasenbildung verantwortlich. Beim Verfahren des Nasspressens fällt die Gesamtbauteildicke in diesem Zargenbereich nur um ca. 1 mm geringer aus in x-Richtung als im T-RTM Verfahren (**Bild 6.8**). Auch dort ist die Luftblase vorhanden und wird dadurch gebildet, dass kleine Luftblasen nach oben im System wandern und sich dort sammeln. Dieses kann nur umgangen werden, wenn der komplette Werkzeugraum evakuiert wird. Die Auswölbung wirkt sich jedoch positiv aus, sobald diese den Matrizenboden berührt und somit bis zum Erreichen des vollständigen Ziehweges (100 %) komplett flach gedrückt wird. Hierbei wird die Luft zusammen mit der überschüssigen Matrix nach außen gedrückt, so dass die Porenbildung im Bauteil minimiert wird. Dies ist jedoch abhängig von den Bereichen, aus denen die Matrix mit der Luft entweicht. Die Matrix und die Luft entweichen hierbei über den nicht-rotations-symmetrischen Bereich des Bauteiles, da hier der Kontaktdruck am geringsten ist. Hierzu wird im Rahmen einer Dickenanalyse zu einem späteren Zeitpunkt nochmals eingegangen.

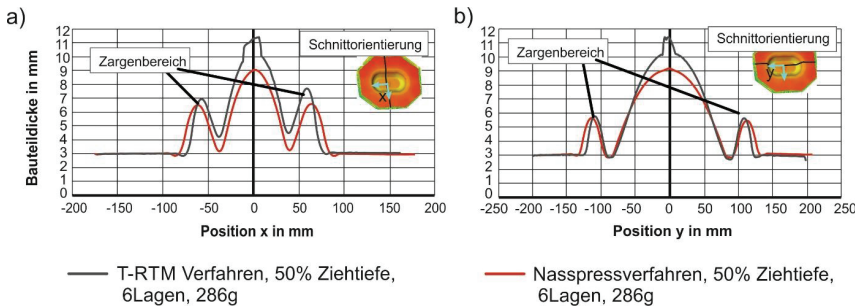


Bild 6.8: Bauteildicken im Schnitt für Bauteile hergestellt durch das T-RTM Verfahren und das Nasspressverfahren in a) x-Richtung und in b) y-Richtung.

Für die Ausbeulung des Bleches ist neben der eingeschlossenen Luft auch der einfließende Kunststoff verantwortlich. **Bild 6.9** zeigt die charakteristischen Phasen des Matrixflusses während der In-situ Hybridisierung.

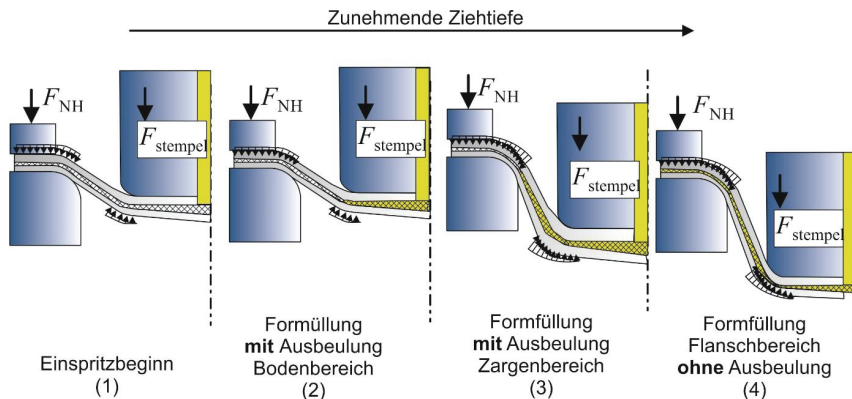


Bild 6.9: Schematisches Fließverhalten der Matrix während der In-situ Hybridisierung in Seitenansicht.

Bei Einspritzbeginn (Phase 1), ist zunächst die Faser nicht infiltrierte. In Phase 2 schreitet die Infiltrierung voran. Am Stempelkantenradius ist ein Widerstand zu überwinden. Reicht der Einspritzdruck hierfür nicht aus, füllt sich zunächst der Bodenbereich und es kommt zu einer Ausbeulung. Mit zunehmender Ziehtiefe schließt sich die Phase 3 an. Hier füllt sich der Zargenbereich zwischen den zwei Deckblechen mit der Matrix. Reicht auch hier der Druck nicht aus, um die Engstelle am Matrizeinlafradius zu überwinden, beult sich der Zargenbereich aus. Abgeschlossen wird die Infiltrierung mit dem Fließen der Matrix im Flanschbereich (Phase 4). Hier findet keine Ausbeulung statt.

Diese Phasen der Fließfrontausbreitung lassen sich auch in den Einspritzdrücken wiedererkennen. Im nachfolgenden Kapitel wird hierauf eingegangen.

6.4 Untersuchungen zur Messung des Einspritzdruckes der Kunststoffmatrix

Es wurden Versuche zur Messung des Einspritzdruckes durchgeführt. Die Analyse des Einspritzdruckes gibt Aufschlüsse über den Ablauf der Matrixinfiltrierung während des Umformens des Faser-Metall Laminates. Besonders der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit und die Zahl der Lagen wurden untersucht. Der Druck wird in der Einspritzleitung gemessen. Sobald die einzuspritzende Matrixmenge eingespritzt ist, wird das Ventil zwischen Bauteil und Drucksensor geschlossen.

6.4.1 Versuche mit Variation der Stößelgeschwindigkeit

Für drei unterschiedliche Stößelgeschwindigkeiten mit $v_{\text{stößel}} = 0,5 \text{ mm/s}$, $1,2 \text{ mm/s}$ und $1,6 \text{ mm/s}$ wurden der zeitliche Verlauf von Einspritzdruck und Ziehweg gemessen, **Bild 6.10**. Hierbei wurde nur eine Variation von Deckblechen und Zwischenlage gewählt

(Parameter siehe **Bild 6.10**). Die verschiedenen Kurven des Einspritzdruckes weisen qualitativ ähnliche Verläufe aus.

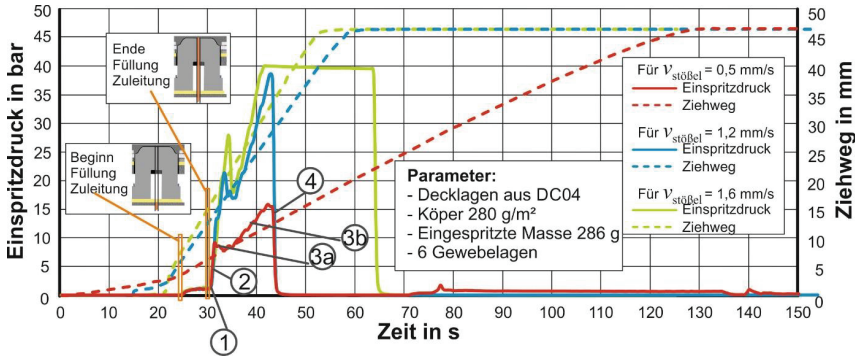


Bild 6.10: Verläufe des Einspritzdruckes und des Ziehweges über der Zeit in Abhängigkeit von Stößelgeschwindigkeiten.

Die qualitativen Verläufe können den in **Bild 6.11** dargestellten Füllzuständen bzw. Füllphasen zugeordnet werden. Nach dem Beginn der Einspritzung kommt es unabhängig von der Stößelgeschwindigkeit zu einem Druckanstieg auf $p = 1,5$ bar (Phase 1, **Bild 6.10** und **6.11**). Hier wird die Zuleitung, die ein Volumen von ca. 62 cm^3 aufweist, gefüllt. Daran schließt sich die Infiltrierung vom Bodenbereich an (Phase 2). Es kommt zu einem Druckanstieg, der abhängig von der Stößelgeschwindigkeit bzw. Tiefziehweg ist. Je geringer der Tiefziehweg, desto geringer ist der maximale Druckanstieg. Durch den fortgeschrittenen Tiefziehweg werden die Faserlagen im Bereich des Stempelkantenradius kompaktiert, was die Infiltrierung erschwert. Nachdem die Matrix diese Engstelle passiert hat, fällt der Druck kurz ab (Phase 3a) und steigt wegen der Engstellen am Matrizeinlaufradius wieder an (Phase 3b). Wird die Engstelle passiert, fließt die Matrix in den Flanschbereich und der Druck fällt ab.

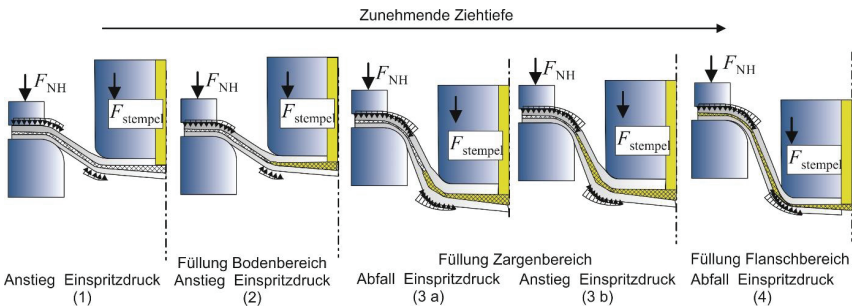


Bild 6.11: Zustände der Formfüllung durch die Matrix während der In-situ Hybridisierung.

Für Zustand 2 gilt, dass je schneller der Stößel verfährt der maximale Druck größer und zudem zu einem späteren Zeitpunkt vorliegt. Dementsprechend ist beim Passieren der ersten Engstelle (Stempelkantenradius) der Druckabfall größer, wenn zuvor der Staudruck auch größere Werte annimmt. Mit größerer Stößelgeschwindigkeit nimmt auch die Geschwindigkeit zu, mit der der Einspritzdruck in den jeweiligen Zuständen ansteigt. Da das Fördervolumen bei den drei verglichenen Verläufen mit 24,5 ml/s identisch ist, die Stößelgeschwindigkeit aber variiert, endet die Einspritzung zu unterschiedlichen Zeitpunkten bzw. Tiefziehwegen und mit einem demzufolge anderen Maximaldruck. Wird das Bauteil bei einer geringen Stößelgeschwindigkeit von $v_{\text{stößel}} = 0,5$ mm/s umgeformt, so endet die Einspritzung bei einem Tiefziehweg von ca. 13 mm bei einem maximalen Einspritzdruck von $p = 16$ bar. Für die Stößelgeschwindigkeit von $v_{\text{stößel}} = 1,2$ mm/s endet die Einspritzung bei dem maximalen Tiefziehweg von ca. 30 mm und dem Einspritzdruck von $p = 38$ bar. Für die Stößelgeschwindigkeit von $v_{\text{stößel}} = 1,6$ mm/s endet die Einspritzung bei dem maximalen Tiefziehweg von ca. 46 mm und dem maximal möglichen Einspritzdruck von $p = 40$ bar. Bei einem Tiefziehweg von 25 mm beträgt der Druck bei der mittleren Stößelgeschwindigkeit ca. $p = 30$ bar. Beim gleichen Ziehweg aber für die größte Stößelgeschwindigkeit beträgt der Druck zu diesem Zeitpunkt $p = 25$ bar. Dass bei einem identischen Ziehweg der Druck niedriger für die höhere Stößelgeschwindigkeit als bei einer niedrigen Stößelgeschwindigkeit ist, kann folgendermaßen begründet werden: Es ist weniger Flüssigkeit zwischen den Blechen für die höhere Stößelgeschwindigkeit eingespritzt worden (konstantes Fördervolumen vorausgesetzt), da der Umformprozess bis zu diesem Ziehweg schneller durchgeführt wird. Bei einer Stößelgeschwindigkeit von $v = 1,6$ mm/s und einem Ziehweg von 30 mm scheint der Kontaktdruck auf die Flüssigkeit so groß zu sein, so dass hier mehr als der maximal mögliche Druck von $p = 40$ bar nötig wäre. Demzufolge dauert hier die Einspritzung länger, was durch den konstanten Druck von $p = 40$ bar über einen längeren Zeitraum zu erkennen ist.

6.4.2 Versuche mit Variation der Lagen

In diesen Versuchen wird die Abhängigkeit des zur Infiltration benötigten Einspritzdruckes von der kompaktierten Zwischenlage in Engstellen wie z.B. im Bereich des Stempelkantenradius untersucht. Für den Förderstrom von 24,5 ml/s und der Stößelgeschwindigkeit von 0,5 mm/s sind die Decklagenwerkstoffe als auch die Anzahl der Gewebelagen variiert worden. In **Bild 6.12 a)** und **b)** sind jeweils für die DC04 bzw. AA5182 Deckbleche die Einspritzdrücke dargestellt, die notwendig sind, damit 286 g an Matrix die Fasern mit 6 Lagen bzw. 3 Lagen infiltrieren.

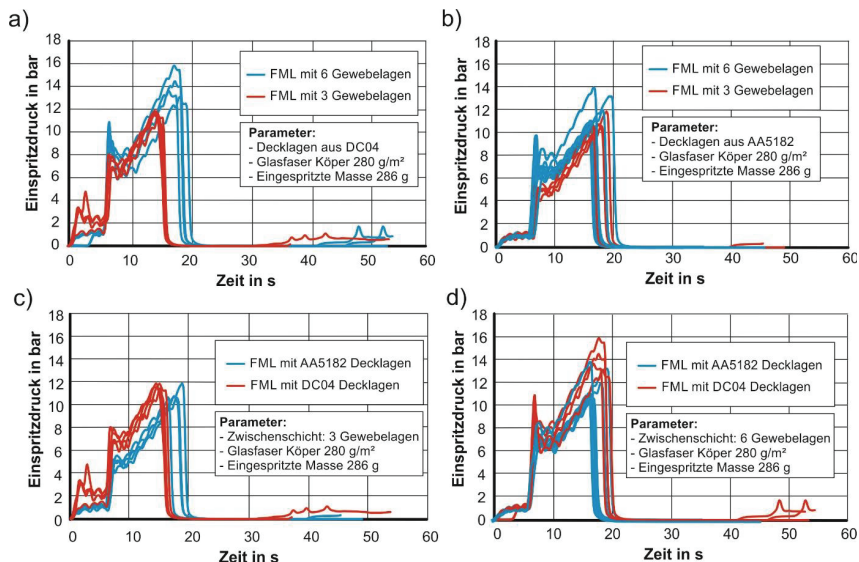


Bild 6.12: a) Einspritzdrücke für Bauteile mit Deckblechen aus DC04, b) Einspritzdrücke für Bauteile mit Deckblechen aus AA5182, c) Einspritzdrücke für Bauteile mit 3 Gewebelagen, d) Einspritzdrücke für Bauteile mit 6 Gewebelagen.

Der Druck im Zeitbereich von 0-7 s zeigt die Befüllung der Rohrleitung bis zur den Gewebelagen, die infiltriert werden müssen. Da die Einspritzung bei einem Tiefziehweg von 7% (3 mm Ziehtiefe) beginnt und der Stößel mit 0,5 mm/s verfährt, beträgt die Ziehtiefe zum Zeitpunkt der Berührung der Flüssigkeit mit der Faser 10,5 mm. Für beide Deckblechwerkstoffe ist der Druckanstieg in Phase 2 größer bei 6 Gewebelagen. Die Permeabilität sinkt. Die Lücken werden geschlossen durch die ineinander abgleitenden Fasern, wie auch Yousaf et al. (2017) beschreiben. In der Arbeit auch als GGK bezeichnet. Der Fließwiderstand ist hier höher. Auch der Maximaldruck in Phase 3 b ist für die 6-lagige Zwischenschicht größer. In **Bild 6.12 c)** und **d)** werden jeweils für die dreilagige und die sechslagige Zwischenschicht die Einspritzdrücke für die zwei Deckblechwerkstoffen verglichen. In **Bild 6.12 c)** ist für die dreilagige Zwischenschicht zu erkennen, dass die Drücke bei der Umformung der DC04 Blechen auf einem ca. 2 bar höheren Niveau liegen, sobald sich die Matrix an der ersten Stelle aufstaut. In **Bild 6.12 d)** ist dieser Unterschied kaum erkennbar, bzw. im Rahmen der Messschwankungen.

6.5 Untersuchungen zur Bestimmung der Abhängigkeiten der gefertigten Bauteilgeometrien

Die Gesamtdicken der Bauteile für 3 und 6 Lagen Fasergewebe werden in nachfolgenden Kapiteln dargestellt. Es ist zu erkennen, dass Bereiche unterschiedlicher Dicken auftreten. Im Gegensatz zu konventionellen RTM Werkzeugen, die ohne Niederhalterkraft arbeiten und somit stets zwischen Ober- und Unterform einen gleichen Spalt zwischen den beiden Werkzeughälften aufweisen, ist dies bei dem Werkzeug für die in-situ Hybridisierung nicht möglich. Das Werkzeug ist für einen Aufbau von 3,6 mm ausgelegt.

Bild 6.13 zeigt exemplarisch die charakteristischen Dickenverläufe für die zwei untersuchten Verfahren für hergestellte FML. Innerhalb dieser Verläufe lassen sich 6 Positionen am FML ausmachen. Der Flansch zeichnet sich durch eine höhere Bauteildicke aus. Die Bereiche 5 und 3 sind die Matrizeneinlauf- bzw. Stempelkantenradien. Im Bereich der Zarge ist der Bauteildickenanstieg durch die Ansammlung der Matrix erkennbar. Da der Stempel eine Öffnung besitzt, drückt sich im Nasspressverfahren das Blech hinein, die Dicke steigt hier. Für die T-RTM Verfahren ist aufgrund des Loches im unteren Deckblech die Bauteildicke in Bereich 1 merklich kleiner.

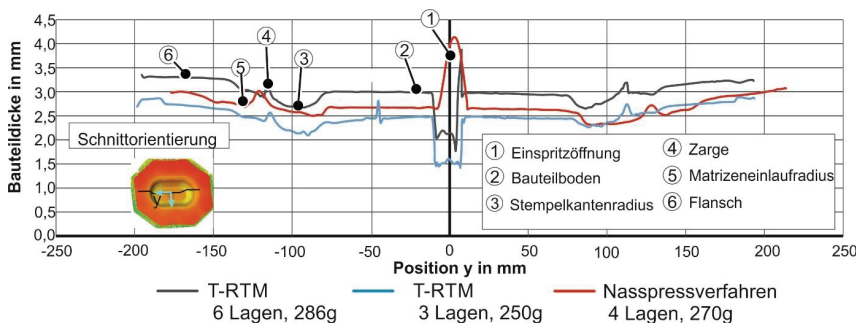


Bild 6.13: Bauteildicke im Längsschnitt für drei in-situ hergestellte Bauteile.

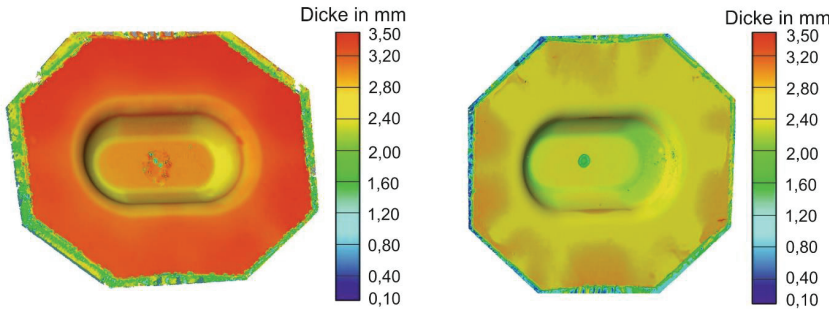
6.5.1 Bauteildicken in Abhängigkeit der Gewebelagen

Die zwischenliegenden Faserlagen beeinflussen durch ihre lagenanzahlabhängige Permeabilität während des Umformens nicht nur den benötigten Einspritzdruck, sondern auch die sich ergebende Geometrie. In **Bild 6.14** wird die Bauteildicke der umgeformten und ausgehärteten Bauteile gezeigt, die mit DC04 Deckblechen mit der niedrigen Stößelgeschwindigkeit umgeformt wurden (Haftung mit AA5182 Deckblechen nicht reproduzierbar, daher wird im weiteren Verlauf nur auf die DC04 Deckbleche eingegangen). In **Bild 6.14 a)** wird das Bauteil mit 6 Lagen Glasfasergewebe zwischen den Deckblechen gezeigt. Die resultierende Blechdicke reicht hierbei im Flanschbereich bis zu einem Wert von 3,5 mm. Die geringste Blechdicke beträgt ca. 2,5 mm im Bereich des

Stempelkantenradius bzw. im Übergang vom Stempelkantenradius zur Zarge im rotations-symmetrischen Bereich. Bei dem in **Bild 6.14 b)** dargestellten Bauteil wird anteilig die Niederhalterkraft in die Gummidichtung abgeleitet, was geschuldet durch die Tauchkante und die Auslegung des Werkzeuges auf eine Bauteildicke von ca. 3,6 mm ist. So entsteht im Flansch eine ungleichmäßige Gesamtdicke des Bauteiles. In **Bild 6.14 c)** werden für beide Bauteile Bereiche ähnlicher Blechdicke dargestellt. Hierbei werden die Bauteile in drei Bereiche mit niedriger, mittlerer und hoher Blechdicke unterteilt. Für beide Zwischenlagenmengen sind die Bereiche niedrigster Bauteildicke im Bereich des Stempelkantenradius und im Bereich der Zarge im rotations-symmetrischen Anteil (2,5 mm bei 6 Lagen und 2,00 mm bei 3 Lagen).

- a) -DC04 Deckblech,
- Stempelseitig,
- 6 Lagen Glasfaser
- Matrixmasse 281 g

- b) - DC04 Deckblech,
- Stempelseitig,
- 3 Lagen Glasfaser
- Matrixmasse ca. 250 g



- c) Bereichseinteilung homogener Dickenverteilungen

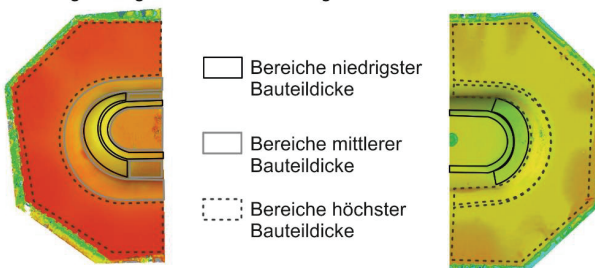


Bild 6.14: a) Bauteildicke für Bauteil mit 6 Lagen, b) Bauteildicke für Bauteil mit 3 Lagen, c) Bereichseinteilung homogener Dicken für Bauteile mit 3 und 6 Lagen

Für das Bauteil mit 6 Gewebelagen weist die Blechdicke im Bereich des Matrizeinlaufradius, im Bodenbereich und im Bereich der Zarge im nicht-rotationssymmetrischen Anteil einen Wert von ca. 3,00 mm, was hier in der Abbildung als mittlere Blechdicke

dargestellt wird. Für die 6-lagige Faser-Metall-Laminat befinden sich die Bereiche höchster Blechdicke einzig im Flansch.

Bild 6.15 zeigt die Bauteildicken für diese Versuche in Längs- und Querrichtung. Jeweils 3 Bauteile wurden vermessen, um hier die Reproduzierbarkeit des In-situ Hybridisierungsverfahrens zu zeigen. Einzig im Zargenbereich kommt es zu leichten Unterschieden in den Gesamtbauteildicken.

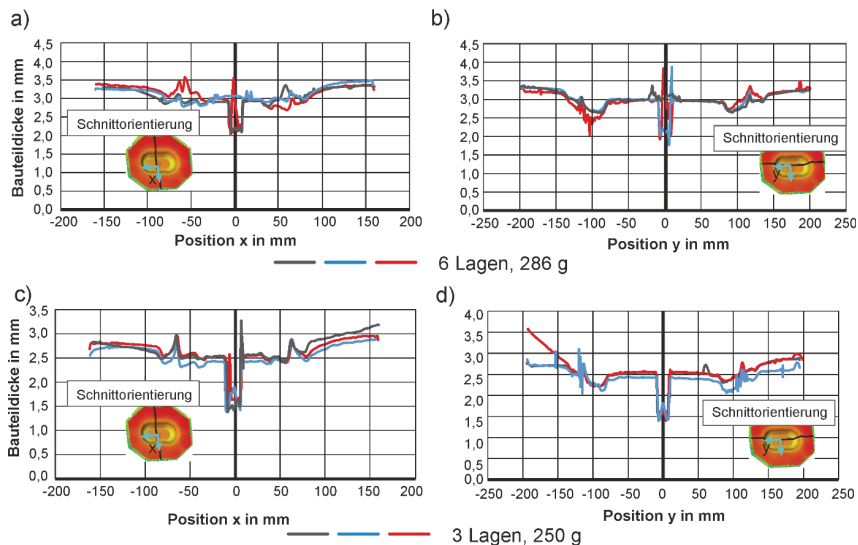


Bild 6.15 a) Bauteildicke für 6 Lagen im Querschnitt, b) Bauteildicke für 6 Lagen im Längsschnitt, c) Bauteildicke für 3 Lagen im Querschnitt, d) Bauteildicke für 3 Lagen im Längsschnitt.

6.5.2 Bauteildicke in Abhängigkeit des Einspritzzeitpunktes

Die In-situ Hybridisierung ermöglicht eine vom Tiefziehweg unabhängige Einspritzung. Eine frühe Einspritzung ist notwendig, um die Reibung zwischen Fasern und Blech zu vermindern bzw. den Kontaktdruck von Blechen auf die Fasern über die eingespritzte Matrix besser auf die Fasern zu übertragen. Eine späte Einspritzung hat den Vorteil, dass die Matrix nicht durch die voranschreitende Umformung von druckbehafteten Stellen verdrängt wird und die Fasern an diesen Stellen unzureichend infiltriert sind. Somit muss also ein Kompromiss im Beginn des Einspritzzeitpunktes gefunden werden. Die hier im Rahmen der Machbarkeitsstudien zur In-situ Hybridisierung genutzten RTM Anlage und Tiefziehpresse besitzen nicht die Möglichkeit, die Einspritzung bzw. die Stößelbewegung anzuhalten. Es kann nur in einem Schuss und mit einem konstanten

Fördervolumenstrom eingespritzt und in einem durchgängigen Schritt tiefgezogen werden. Daher werden innerhalb dieser Studien nur zwei unterschiedliche Einspritzzeitpunkte ausgewählt. Der Beginn des Einspritzens beginnt bei 7 % bzw. bei 33% des Tiefziehweges.

In **Bild 6.16** werden für Tiefziehwege von 50 % und 100 % die Bauteildicken entlang von Schnitten in Längs- (y-Richtung) und in Querrichtung (x-Richtung) dargestellt.

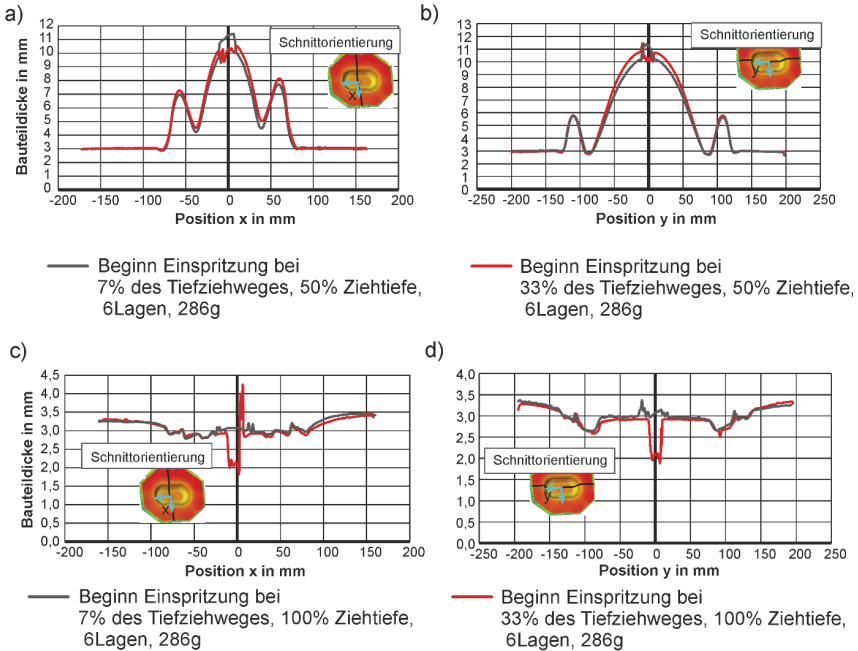


Bild 6.16 a) Bauteildicke im Querschnitt bei 50 % des Tiefziehweges mit Einspritzbeginn bei 7 % des Tiefziehweges, b) Bauteildicke im Längsschnitt bei 50 % des Tiefziehweges mit Einspritzbeginn bei 33 % des Tiefziehweges, c) Bauteildicke im Querschnitt bei 100 % des Tiefziehweges mit Einspritzbeginn bei 7 % des Tiefziehweges, d) Bauteildicke im Längsschnitt bei 100 % des Tiefziehweges mit Einspritzbeginn bei 33 % des Tiefziehweges.

In **Bild 6.16 a)** wird gezeigt, dass die Bauteildicken im Matrizeeinlaufradius und im Flanscbereich identisch sind und bei 2,90 mm bzw. bei 3,00 mm liegen. Mittig in der Zarge und im Bereich des Stempelkantenradius weist die Bauteildicke für das später infiltrierte Bauteil einen um bis zu 0,5 mm größeren Wert auf. Im Bereich des Bauteilbodens ist auch die Blechdicke für das später infiltrierte Bauteil größer (bis maximal 0,2 mm). Im Bauteilboden sammelt sich bei einem Ziehweg von 50 % die Matrix an. Im

Bereich des Einspritzens (mit einem Durchmesser von 18 mm) ist die Blechdickenmessung fehlerhaft und wird hier nicht weiter analysiert. In **Bild 6.16 b)** weisen die Bauteildicken für beide Zeitpunkte bis auf den Bauteilboden die gleichen Werte auf. Dies liegt daran, dass der Kontaktdruck, wie bereits zuvor beschrieben, im rotationssymmetrischen Bereich höher ist als im nicht-rotationssymmetrischen Bereich. Im **Bild 6.16 c) / d)** ist das Bauteil vollständig tiefgezogen. Es sind in beiden Schnittorientierungen keine Unterschiede in der Blechdicke feststellbar. Die Blechdicke variiert um die 3,0 mm mit leichten Schwankungen, um dann zum äußeren Flansch hin, anzusteigen. Bezogen auf die Endgeometrie bewirkt eine Änderung des Einspritzzeitpunktes keine Unterschiede. Einzig während des Einspritzens, wenn die Werkzeuge (Matrize und Stempel) noch nicht vollständig ineinander gefahren sind und so die angesammelte Matrix den Bauteilboden durch einen Innenhochdruck umformt, ist die Bauteildicke in Bereichen unterschiedlich.

6.6 Untersuchungen der Dehnungsverteilung

Bei der Umformung des Faser-Metall Laminates ist der Einfluss des Matrixsystems gegenüber der Umformung mit einer trockenen Gewebelage, wie in Kapitel 4 gezeigt, von großer Bedeutung. Es konnte festgestellt werden, dass bei der Umformung von trockenen Fasern die Umformung verringert wird. Um dies bei der In-situ Hybridisierung zu analysieren, wird die Dehnung des auf der Einspritzung gegenüberliegenden Bleches (genannt Außenseite) gemessen. In diesen Untersuchungen wurden die DC04 Deckbleche gewählt und analysiert. Die Stößelgeschwindigkeit wurde mit 0,5 mm/s gewählt. Die Bleche waren nach der Umformung auch im trocken umgeformten FML rissfrei.

6.6.1 Vergleich der Dehnungen bei trockenem und infiltriertem Gewebe

In **Bild 6.17** werden die erste (**a-c**) und die zweite (**d-e**) Hauptformänderung entlang der Querrichtung (x-Richtung), entlang der Längsrichtung (y-Richtung) und in diagonalen Richtung für Bauteile mit unterschiedlichen Zwischenlagen verglichen. Hierbei ist die Laufrichtung der abgewickelten Länge immer ausgehend von der Bauteilkante. Im **Bild 6.17 a)-e)** ist stets der Umformgrad im Bodenbereich bei der Umformung mit den trockenen Fasern kleiner als bei der Umformung mit infiltrierten Fasern. Während für die Bauteile in x-Richtung die Umformgrade mit maximal 0,025 für die trockene Zwischenlage und ca. 0,05 für die infiltrierten Zwischenlagen betragen, steigen diese auf Werte zwischen 0,15 bis 0,20 für die Dehnungen im Bereich des Stempelkantenradius für die y- und die Diagonalrichtung. In diesen Richtungen, in denen hohe Drücke auf die Fasern im Stempelkantenradius wirken, sind die Umformgrade im Bereich dieses Radius für die trocken umgeformten Bleche stark herabgesetzt, wie durch die Pfeilmarkierungen gezeigt. Der Umformgrad wird um bis zu 0,09 herabgesetzt, weil die Fasern aufgrund der in Kapitel 4 gezeigten Auswirkungen der Reibung die Dehnung der Bleche behindern. Weiterhin lokalisiert die Dehnung im Bereich des Stempelkantenradius für

die trockene Umformung. Die Dehnung der infiltrierten Bleche im Bereich der Stempelkante findet in einen breiteren Bereich statt, was in den kreisförmigen Markierungen gekennzeichnet ist (ca. 30 mm breiter Bereich). Dies liegt daran, dass die Bleche aufgrund der gerissenen Fasern in diesem Bereich sich stark lokal dehnen. Die Bereiche der Ausdünnungen und die gerissenen Fasern sind in der darunterliegenden Darstellung des Bauteiles abgebildet. In d) und e) sind für die zweite Hauptformänderungen Verläufe entlang der Schnitte abgebildet. In beiden Richtungen ist erkennbar, dass auch im Bereich des Stempelkantenradius die zweite Hauptformänderung um bis zu 0,05 geringere Werte annimmt, wenn die Bleche mit einer trockenen Zwischenlage umgeformt werden.

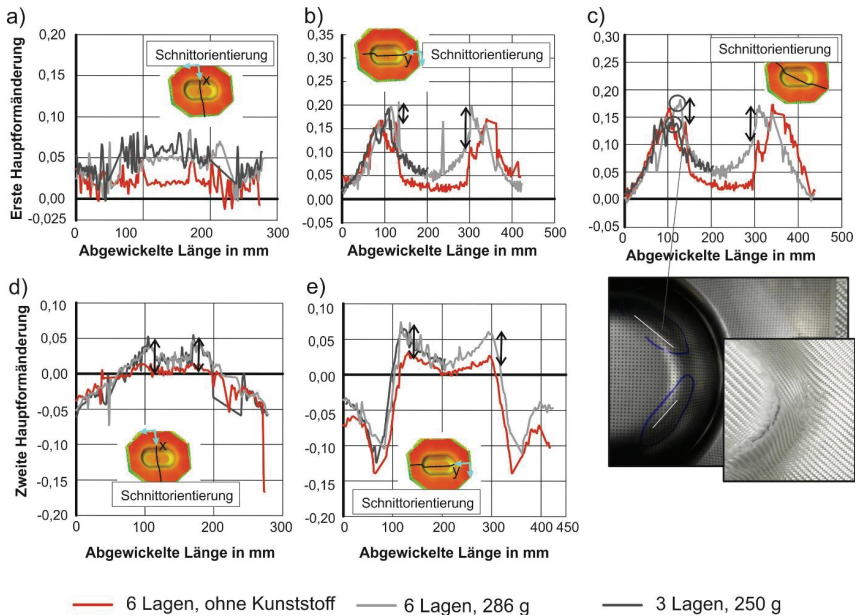


Bild 6.17: Dehnungsverteilung für unterschiedliche Zwischenlagen (matrizenseitig) a) erste Hauptformänderung im Querschnitt, b) erste Hauptformänderung im Längsschnitt, c) erste Hauptformänderung im Diagonalschnitt, d) zweite Hauptformänderung im Querschnitt und e) zweite Hauptformänderung im Längsschnitt.

Um die Dehnung während der In-situ Hybridisierung zu verfolgen wird auch die Dehnung der Bleche bei einem Tiefziehweg von 50 % betrachtet. In **Bild 6.18** sind für die Innenseite, die also der Einspritzung zugewandten Seite (im weiteren Verlauf innen genannt), die Hauptformänderungen für die drei Schnitte abgebildet. Die großen Schwankungen im Bodenbereich, in **Bild 6.18 a)** deutlich zu erkennen, sind Auflösungsfehler durch das kamerabasierte Dehnungsmesssystem. Daher wird bei der Dehnungsanalyse

der Innenseite einzig die Radienbereiche betrachtet. In a) ist in den Radienbereichen kein Unterschied in der ersten Hauptformänderung für trockene und infiltrierte Fasern erkennbar. In b) und c) ist ein um 0,05 höherer Umformgrad für die Bauteile mit Infiltrierung erkennbar. Ähnliche Verläufe sind für die zweite Hauptformänderung erkennbar, bei denen in e) und f) die zweite Hauptformänderung betragsmäßig größer in den Radien ausfällt als bei einer trockenen Umformung.

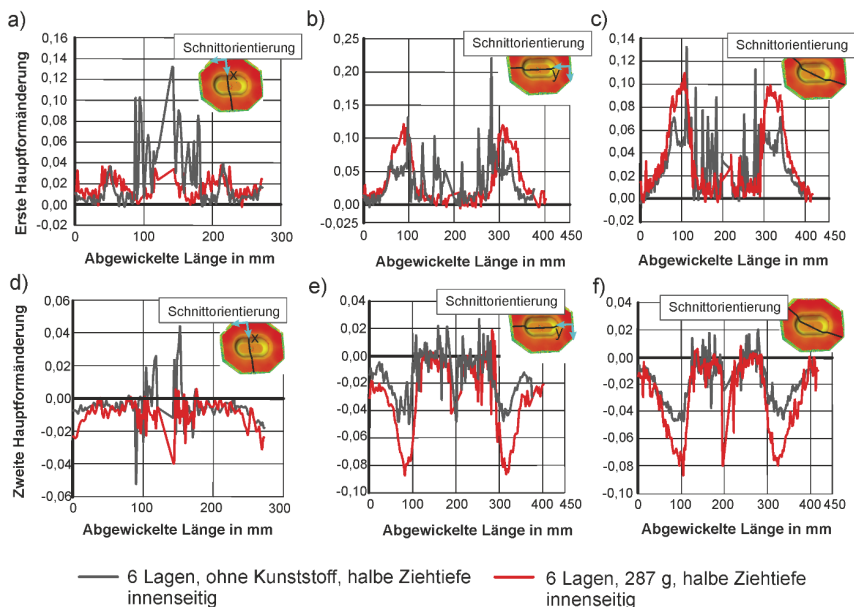


Bild 6.18: Dehnungsverteilung für unterschiedliche Zwischenlagen (stempelseitig) a) erste Hauptformänderung im Querschnitt, b) erste Hauptformänderung im Längsschnitt, c) erste Hauptformänderung im Diagonalschnitt, d) zweite Hauptformänderung im Querschnitt, e) zweite Hauptformänderung im Längsschnitt und f) zweite Hauptformänderung im Diagonalschnitt

Bild 6.19 zeigt die Dehnung des äußeren Bleches. In a)-f) ist zu sehen, dass die Dehnung im Bodenbereich bei Blechen mit infiltrierte Lagen höher ist. Dies liegt vor allem daran, dass hier die Innenhochdruckumformung erfasst wird. In den Bereichen des Stempelkanten- (1) und des Matrizeneinlafradius (2) sind die ersten und zweiten Hauptformänderungen nahezu identisch, wobei in c) für den Bereich des Matrizeneinlafradius eine höhere Dehnung einseitig bei der Umformung der infiltrierte Fasern zu erkennen ist. In d) ist ein Unterschied von 0,02 in der zweiten Hauptformänderung im Bereich des Stempelkantenradius erkennbar. In a) ist erkennbar, dass die Dehnung im Zargenbereich (3) bei dem infiltrierte Blech mit 0,04 höher ist als die Dehnung im trockenen FML,

welche hier ca. 0,005 beträgt. Da die Zarge ein druckloser Bereich ist, findet hier eine Innenhochdruckumformung durch die Matrix statt.

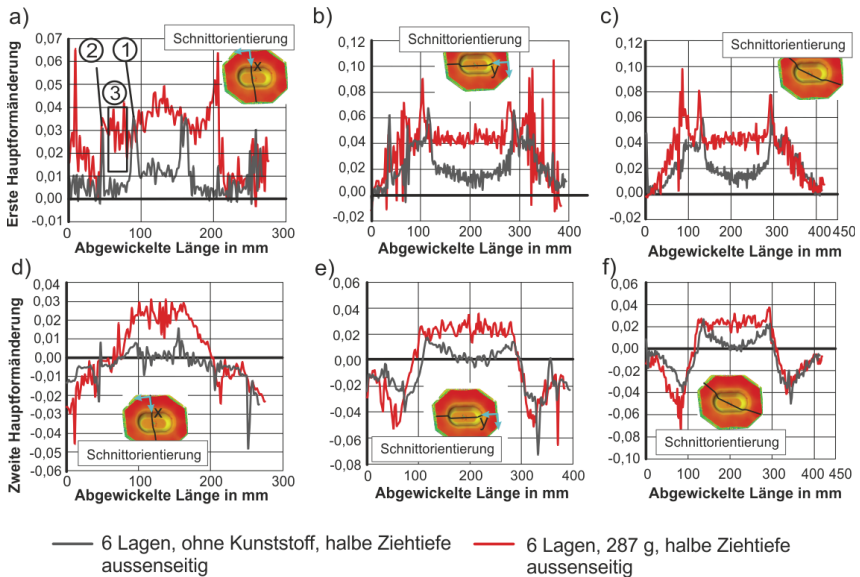


Bild 6.19: Dehnungsverteilung für unterschiedliche Zwischenlagen (matrizenseitig) bei einer Ziehtiefe von 50 % a) erste Hauptformänderung im Querschnitt, b) erste Hauptformänderung im Längsschnitt, c) erste Hauptformänderung im Diagonalschnitt, d) zweite Hauptformänderung im Querschnitt, e) zweite Hauptformänderung im Längsschnitt, f) zweite Hauptformänderung im Diagonalschnitt.

6.6.2 Vergleich der Dehnungen bei unterschiedlichem Einspritzbeginn

Der Einspritzzeitpunkt beeinflusst wie zuvor beschrieben die vollkommen tiefgezogene Geometrie (100% Ziehweg) nicht, aber in gewissen Bereichen die halb tiefgezogene Geometrie. Nachdem gezeigt werden konnte, dass der Einspritzzeitpunkt maßgeblich den zur Infiltrierung benötigten Einspritzdruck beeinflusst, wird der Einfluss des Infiltrierungsbeginns auf die Dehnungen im Bauteil betrachtet. **Bild 6.20** zeigt die erste Hauptformänderung entlang der drei betrachteten Schnitte für die Ziehtiefe von 50 % (DC04, Stößelgeschwindigkeit 0,5 mm/s). Einzig in a) ist im Bereich des Matrizeneinlafradius die erste Hauptformänderung ein wenig größer (ca. 0,02) größer, wenn zu einem Zeitpunkt von 33% des Tiefziehweges der Einspritzvorgang begonnen wird. Zusammenfassend kann allerdings festgestellt werden, dass der Einspritzbeginn keinen Einfluss auf die Dehnung hat.

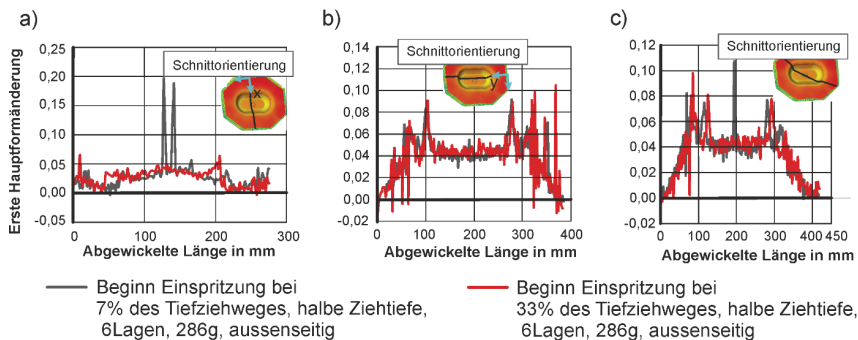


Bild 6.20: Dehnungsverteilung für unterschiedliche Einspritzzeitpunkte a) Erste Hauptformänderung im Querschnitt, b) Erste Hauptformänderung im Längsschnitt, c) Erste Hauptformänderung im Diagonalschnitt.

6.7 Mechanische Bauteileigenschaften der Faser-Metall Laminare

Aus dem in-situ hergestellten Bauteil sind an unterschiedlichen Stellen Proben zur Charakterisierung entnommen worden. Die Entnahme wird durch das Wasserstrahlschneiden durchgeführt, um eine Delamination durch Erschütterungen bzw. ein Aufschmelzen der Matrix durch Wärme zu vermeiden. Anschließend wird, wie in Werner et al. 2017 beschrieben, die Haftung des faserverstärkten Kunststoffes an das Blech (DC04) mit einem Scherprüfstand gemessen. Das Bauteil (6-lagig, DC04), in **Bild 6.21** abgebildet, ist unterteilt in 9 Bereiche. In den Bereichen 1 und 5 liegen die Fasern in 90° -Richtung vor. In den Bereichen 3 und 7 ist die Faser in 0° -Richtung angeordnet, während in den Bereichen 8, 2, 6 und 4 die Fasern in $\pm 45^\circ$ vorliegen. Bereich 9 hingegen beschreibt den ebenen Bauteilboden. Die einzelnen entnommenen Proben sind dargestellt und farblich in verschiedenen Graustufen eingeteilt. Während weiß eine Scherfestigkeit der Grenzfläche von 0 N/mm^2 bedeutet, ist bei einer schwarz ausgefüllten Probe die Scherfestigkeit mit 20 N/mm^2 am höchsten. Es ist erkennbar, dass im nicht-rotationssymmetrischen Bereich und im Bodenbereich die höchste Scherfestigkeit erzielt wird. Im Bodenbereich wirkt bei der Aushärtung der höchste Druck. Wie in diesem Kapitel beschrieben, kommt es während des Tiefziehens zu einer Ansammlung des Kunststoffes im Bodenbereich. Wird der Kunststoff bei der Berührung des Bauteils mit der Matrize verdrängt, so fließt aufgrund des geringeren Kontaktdruckes in diesem Bereich die Matrix inklusive der Lufteinschlüsse vorwiegend über den nicht-rotationssymmetrischen Bereich ab. Hier ist der Anteil der Porenbildung geringer als im rotationssymmetrischen Bereich. Dies ist auch daran zu erkennen, dass mit zunehmender Annäherung der Matrix an den äußeren Rand des Flansches die Scherfestigkeit immer mehr abnimmt. Dies könnte dadurch verhindert werden, dass noch mehr Matrix eingespritzt wird. Weiterhin sind Zugversuche aus den in den dargestellten Bereichen entnommenen Proben durchgeführt worden und

sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeiten dieser Proben ermittelt worden (6-lagig, DC04).

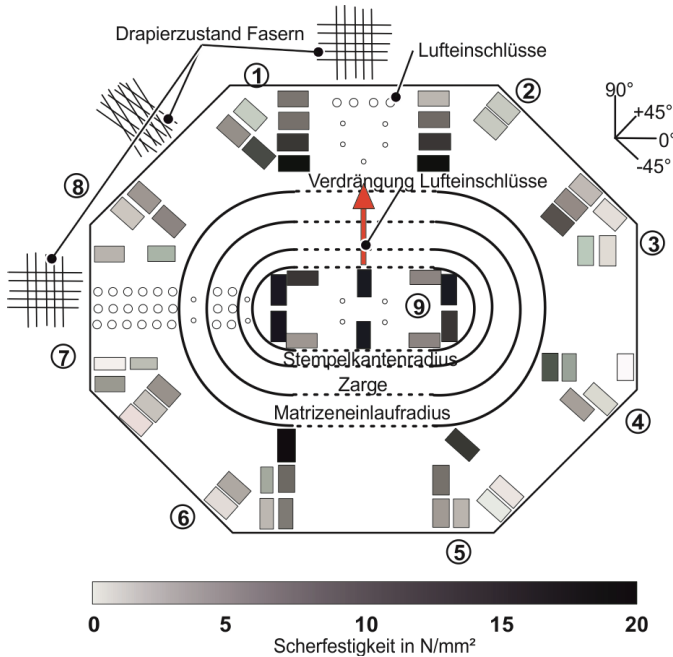


Bild 6.21: Scherfestigkeit des Laminates in Abhängigkeit des Entnahmeortes für ein Laminat mit DC04 Deckblechen und einer 6-lagigen Glasfaserzwischen-schicht.

Bild 6.22 zeigt in Abhängigkeit der Bauteilbereiche die Streckgrenze und die Zugfestigkeit der entnommenen Proben. Die Zugfestigkeit und die Streckgrenze des DC04 Bleches ist als Referenzlinien im Diagramm gestrichelt dargestellt. Die Proben in den Bereichen 1 und 5 unterscheiden sich in der Orientierung der Fasern zur Zugrichtung. Obwohl in beiden Bereichen die Faserorientierung 90° beträgt, ist im Bereich 1 die Faser parallel zur Zugrichtung und im Bereich 5 die Faser orthogonal zur Faserrichtung. Die Orientierung der Fasern zur Zugrichtung der Probe ist an der x-Achse des Diagramms dargestellt. Es ist aus **Bild 6.22** zu erkennen, dass große Schwankungen in den Kennwerten vorliegen. Für beide Bereiche 1 und 5 sind die Zugfestigkeiten für Orientierungen der Fasern orthogonal und parallel zur Zugrichtung gemessen worden. Für Bereich 1 mit Fasern in paralleler und orthogonaler Faserorientierung ist die Zugfestigkeit im

Bereich von 350 N/mm² und somit über der Zugfestigkeit von 295 N/mm² des monolithischen Blechs aus DC04. Dies gilt auch für Bereich 5 mit orthogonaler Faserorientierung. Hingegen gilt für Bereich 5 in paralleler Richtung eine Zugfestigkeit knapp oberhalb von 300 N/mm². Die Zugfestigkeiten der Bereiche 7, 4, 8, 2 und 6 liegen unterhalb der Zugfestigkeit des Bleches. Dies liegt, wie auch bei durch die Ermittlung der Scherfestigkeiten bewiesen, an den verbleibenden Poren in diesen Bereichen, die nicht hinausverdrängt werden. Die Bereiche 1, 3, 9 und 5 sind teilweise deutlich über dem Festigkeitsniveau des DC04 Bleches.

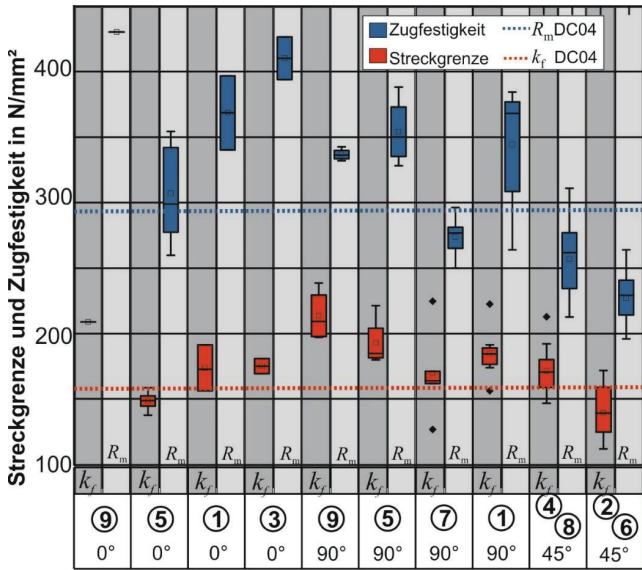


Bild 6.22: Streckgrenze und Zugfestigkeit des Laminates in Abhängigkeit des Entnahmeportes und der Faserorientierung für ein FML mit DC04 Deckblechen und einer 6-lagigen Glasfaserzwichenschicht.

Aus den Ermittlungen der mechanischen Eigenschaften wird deutlich, dass die in-situ hergestellten Faser-Metall Laminat die Festigkeiten erhöhen können. Jedoch muss im Kunststoff jegliche Porenbildung vermieden werden. Hierzu darf weder Luft beim Einspritzen eingelassen werden als auch Luft in den Zwischenschichten nach dem Auflegen der Halbzeugschichten verbleiben. Dies kann nur durch eine Vakuumbildung des Werkzeuges realisiert werden. Weiterhin muss, zur Reduzierung der Streuung der ermittelten Kennwerte, der Druck der Deckbleche auf die Zwischenlage homogenisiert werden. Hierzu können konstruktionsbedingte Maßnahme getroffen werden, wie zum Beispiel eine Unterteilung des Niederhalters, der örtlich unterschiedliche Drücke ausüben kann.

6.8 Fazit

Die Herstellung von Faser-Metall Laminaten (FML) ist durch die In-situ Hybridisierung erfolgreich realisiert worden. Durch die Möglichkeit, kontinuierlich im Prozess einzuspritzen, was durch die sehr niedrig viskose Matrix erleichtert wird, kann zu Beginn des Umformvorganges eine geringe Menge an Matrix zur Reibungsreduzierung eingespritzt werden. Es konnte gezeigt werden, dass sowohl bei 3 als auch bei 6 Lagen und auch zu unterschiedlichen Einspritzzeitpunkten eine Reproduzierbarkeit gewährleistet werden kann. Die Reproduzierbarkeit bezieht sich sowohl auf die verschiedenen Bereiche homogener Blechdicke als auch auf die Dehnungsverteilung der Deckbleche. Eine komplett trockene Umformung ist nicht möglich, wie auch in Kapitel 4 in Grundlagenuntersuchungen festgestellt werden konnte. Hier zeigt sich, dass die Bleche im Bereich, in dem die Faser reißt, sich stark ausdünnen. Weiterhin wurde die Fließfrontausbreitung unter anderem mit Hilfe der aufgezeichneten Einspritzdrücke analysiert und dargestellt. Diese Untersuchungen tragen zur Erweiterung des Prozessverständnisses wesentlich bei. Die mechanischen Bauteileigenschaften des Laminates zeigen zudem, dass solche Hybridbauteile die Streckgrenzen und Zugfestigkeiten erhöhen können. Voraussetzung hierfür ist eine porenfreie Matrix.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Nutzung von Faser-Metall Laminaten (FML) hat überall dort ihre Einsatzberechtigung, wo hohe Festigkeiten und geringes Gewicht von Bauteilen gefordert werden. Die Erläuterungen zum Stand der Technik weisen eine Zunahme von Forschungsarbeiten zur Herstellung von dreidimensionalen Faser-Metall Laminaten für die Großserie aus. Bisherige Verfahren haben aber oft die Nachteile mehrstufiger Prozesse oder technisch schwieriger Umformungen.

Mit der in dieser Arbeit entwickelten In-situ Hybridisierung wird ein einstufiges Verfahren zur Herstellung dreidimensionaler Bauteile vorgestellt. Hierzu zählt neben der Entwicklung von zwei Prozessrouten auch die Werkzeugherstellung, um in einem Prozessschritt eine Infiltrierung der Matrix als auch das Tiefziehen zu ermöglichen. Hierbei ist das Werkzeug FML-gerecht gestaltet worden, was z.B. an der schließenden Kontur des Stempels im Bereich des Matrizeinlafradius erkennbar ist. Weiterhin sind grundlegende Untersuchungen durchgeführt worden, inwieweit die Fasern als Zwischenlage die Umformung des Bleches beeinflussen. Hierbei konnte gezeigt werden, dass neben der klassischen Kontaktreibung auch ein Formschluss zwischen Fasern und dem Blech auftreten kann. Dies geschieht bei hohen Kontaktdrücken, die oberhalb der Fließspannung des Bleches liegen und die dazu führen, dass die harten Fasern sich in das Blech hineindrücken. Dies resultiert in einem Formschluss. Um ein Reißen der Fasern durch diese Verklammerung zu verhindern, muss die Relativverschiebung zwischen Fasern und Blech minimal sein. Die geometrische und reibbedingte Relativverschiebung sind weitere Schwerpunkte der Grundlagenuntersuchungen in dieser Arbeit. Abgeschlossen wurde die Arbeit durch die erfolgreiche Herstellung von Bauteilen. Durch die sehr niedrigviskose Matrix ist eine vollständige Infiltrierung der zwischen den Blechen liegenden Gewebelagen möglich. Während der Herstellung kommt es zu einer Ansammlung von Kunststoff und Luft im Bodenbereich. Zum Abschluss des Formgebungsprozesses wird die überschüssige Kunststoffmatrix inkl. der Lufteinschlüsse nach außen verdrängt. Durch den unterschiedlichen Kontaktdruck im Werkzeug kommt es zu einer ungleichmäßigen Verteilung von Luftporen. Die Luftporen führen zu einer geringeren Festigkeit. Eine Herstellung der komplexen Faser-Metall Laminare ist realisierbar. Im Gegensatz zu der oben genannten einschrittigen Methode aus dem Stand der Technik kann der einzuspritzende Matrixanteil während des Tiefziehens eingestellt werden, so dass die Reibung minimiert und die Umformung erfolgreich realisiert wird. Durch eine nachgeschaltete Einspritzung am Ende des Umformvorganges kann die gewünschte Matrixmenge eingespritzt werden. Somit kann auch eine in den Radien verdrängte Matrix während der Umformung ausgeglichen werden. Hiermit bietet dieses Verfahren ein hohes Potenzial zur großserientauglichen Herstellung von Faser-Metall Laminaten.

Sicherlich bedarf es dafür weiterer Verbesserungen des Verfahrens. Eine erste Maßnahme stellt die Durchführung des Prozesses unter Vakuum im Werkzeug- und im Einspritzbereich dar. Um eine homogene Blechdickenverteilung zu erzielen, kann des Weiteren der Niederhalter so segmentiert werden, dass lokal unterschiedliche Kräfte auf das Laminat wirken. Ein möglicher Schritt für die weitere Entwicklung des Verfahrens wird zurzeit durch die Leuphana Universität Lüneburg und das Karlsruher Institut für Technologie erarbeitet. Hierbei geht es um die gleichzeitige numerische Abbildung der Formfüllung, der Drapierung und des Umformvorganges. Dies ist von großer Bedeutung, da sowohl die Drapierung als auch der Normaldruck einen Einfluss auf die Permeabilität der Fasern haben. Über die Steuerung der lokalen Eigenschaften im Fasergewebe können so die Bauteile an Belastungen gezielt angepasst werden.

Referenzliste

- Arbter, R., Beraud, J.M., Binetruy, C., Bizet, L., Bréard, J., Comas-Cardona, S., Demaria, C., Endruweit, A., Ermanni, P., Gommer, F., Hasanovic, S., Henrat, P., Klunker, F., Laine, B., Lavanchy, S., Lomov, S.V., Long, A., Michaud, V., Morren, G., Ruiz, E., Sol, H., Trochu, F., Verleye, B., Wietgreffe, M., Wui, W., Ziegmann, G., 2011. Experimental determination of the permeability of textiles: A benchmark exercise. In: Composites part A (42). S. 1157-1168
- Banhart, J., Seeliger, H.-W., 2012. Recent trends in aluminum foam sandwich technology. *Advanced Engineering Materials* 14(12). DOI: 10.1002/adem.201100333
- Behrens, B.-A., Hübner, S., Neumann, A., 2014. Forming sheets of metal and fibre-reinforced plastics to hybrid parts in one deep drawing process. *Proceedings 11th International Conference on Technology of Plasticity, Nagoya, Nagoya, 19.-24. Oktober 2014, Procedia engineering* (81), S. 1608-1613
- Birkert, A., Haage, S., Straub, M., 2013. *Karosserietechnik und Karosseriewerkstoffe in Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile-Auslegung von Zieh-anlagen*. Springer Vieweg, S. 5-116. ISBN 978-3-642-34669-9
- Blala, H., Lang L., Alexandrov, S., 2021. Deep drawing of fiber metal laminates using an innovative material design and manufacturing process. *Composites Communications* (23). 2021
- Blümel, K., Flehmig, T., Schmitz, W., 2002. Verfahren zum Herstellen eines Verbundbandes durch Walzplattieren eines direkt gegossenen Stahlbandes. Deutsche Patent DE10124594A1
- Bockelmann, P., 2017. *Process control in compression molding of composites*. Dissertation. Technische Universität München. ISBN 978-3843932530
- Böger, T., Kleinschmidt, O., Klauke, P., Rogner, I., Hennig, O., Filthaut, C., 2012. Verbundwerkstoff und Strukturbauteil für ein Kraftfahrzeug. Internationales Patent WO2012/126923A1
- Busby, N. J., Ellis, H., Kobren, R., Nasser, S., 1997. Polymer/Metal laminate and process for producing the same. Europäisches Patent EP 0791453 A2
- Chatti, S., 2004. *Production of profiles for lightweight structures*. Habilitationsschrift (Université de Franche-Comté, UFR Science et techniques). ISBN 3-8334-4929-2
- Cherif, C., 2011. *Textile Prozesskette und Einordnung der textilen Halbzeuge*. In: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Herausgeber C. Cherif. Springer Verlag. DOI 10.1007/978-3-642-17992-1

- Cherif, C., Diestel, O., Engler, T., Hufnagl, E., Weiland, S., 2011. Weiterverarbeitungsaspekte und Anwendungsbeispiele. In: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Herausgeber C. Cherif. Springer Verlag. DOI 10.1007/978-3-642-17992-1
- Chincholkar, S. P., Suryawanshi, J. G., 2016. Gasoline direct injection: An efficient technology. *Energy procedia* (90), S.666-672
- Cornelissen, B., Sachs, U., Rietman, R., Akkerman, R., 2014. Dry friction characterisation of carbon fibre tow and satin weave fabric for composite applications. *Composites: Part A* (56), S. 127-135
- Cornelissen, B., Rietman, R., Akkerman, R., 2013. Frictional behaviour of high performance fibrous tows: Friction experiments. *Composites: Part A* (44), S. 95-104
- Dael, S., Förster, H., Gores S., Nissen, C., Pupo Nogueira de Oliveira, L., Render, N., Sporer, M., Tomescu, M., 2018. Trends and projections in Europe 2018. Tracking progress towards Europe's climate and energy targets. EEA Report 16/2018. ISSN 1977-8449
- Darcy, H., 1856. Les fontaines publiques de la ville de Dijon: Exposition et application des principes a suivre et des formules à employer dans les questions de distribution d'eau. In: Dalomt, V. Ed.
- Dau., J., Lauter, C., Damerow, U., Homberg, W., Tröster, T., 2011. Multi-material systems for tailored automotive structural components. *Proceedings 11th International Conference on composite materials, Korea*.
- Dornoff, J., Miller, J., Mock, P., Tietge, U., 2018. The European Commission regulatory proposal for post-2020 CO₂ targets for cars and vans: A summary and evaluation. https://www.theicct.org/sites/default/files/publications/ICCT_EU-CO2-proposal_briefing_20180109.pdf
- DIN 53290, 1982. Prüfung von Kernverbunden
- DIN EN ISO 12004-2:2008 Metallic materials — Sheet and strip — Determination of forming-limit curves — Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory
- Elder, G. B., Lewis, A. F., 1973. Composite laminate with a thin perforated outer layer and cavitated bonded backing member. United States Patent US 3770560
- Engel, B.; Buhl, J.; Heftrich, C., 2014. Modelling and Optimization of Lightweight-Sandwich-Sheets with an Adhesive Interlayer for the Forming Process Die Bending. *Proceedings of the International Conference on Manufacturing of Lightweight Components*. S. 168-173

- Fischer, K., 2013. Untersuchungen zum Spaltimprägnierverfahren für die großserientaugliche Fertigung von Strukturbauteilen aus faserverstärkten Kunststoffen. Dissertation. In: IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung ; 235. ISBN 978-3-86130-572-9
- Frantz, M., Lauter, C., Tröster, T., 2011. Advanced manufacturing technologies for automotive structures in multi-material design consisting of high-strength steels and cfrp. Proceedings of 56th international scientific colloquium, Ilmenau, 12.-16. September 2011, digital.
- Funk, S. A., Klasen, C. J., Vilmanis, I., 1981. Process for producing a laminate of metal with thermoplastic material. United States Patent US4306927
- Gauriat A., Calvez, C., Schmit, F., Nazikkol, C., Filthaut, C., HErd Smith, R., Pac, J., 2005. A metal-polyamide/polyethylene-metal laminate. Europäisches Patent EP 1504892A1
- Goede, M., 2014. Der Mix macht's. ThyssenKrupp Kundenzeitschrift Compact Steel 01/14. S. 12-13
- Goede, M., Ferkel, H., Stieg, J., Dröder, K., 2005. Mischbauweisen Karosseriekonzepte – Innovationen durch bezahlbaren Leichtbau. Proceedings 14. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik, digital
- Graf, A., Lachmann, L., 2013. Modellierung der Umformung von hybriden Schichtverbunden mit thermoplastischer Matrix. Proceedings Sächsische Fachtagung Umformtechnik. Digital
- Greve, B. N., 2004. Verbundplattenbauweise für leichtbau-Fahrzeugkonstruktionen. In: ThyssenKrupp AG, ThyssenKrupp techforum 2004, S. 44-49
- Gries, T., 2014. Verstärkungsfasern. In: AKV – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V., Handbuch Faserverbundkunststoffe / Composites. Springer Vieweg Verlag. 4. Auflage, S. 129-166
- Grunden, P., 2017. Akustik-Eigenschaften von Stahl-Werkstoffverbunden mit viskoelastischer Zwischenschicht. Dissertation. RWTH Aachen. DOI: 10.18154/RWTH-2018-00244
- Hahn, M., Ben Khalifa, N., Weddeling, C., Shabaninejad, A., 2016. Springback behavior of carbon-fiber-reinforced plastic laminates with metal cover layers in V-die bending. Journal of manufacturing science and engineering, Vol. 138, Issue 12, doi: 10.1115/1.4034627
- Hirsch, J., 2014. Recent development in aluminium for automotive applications. Transactions of Nonferrous metals society of china (24). S. 1995-2002

- Hogger, T., Sielaff, J., 2004. Fahrzeugkarosserie mit einer Baugruppe in Blechschalenbauweise und CFK-Kernverstärkung. Europäische Patentanmeldung EP 1454819 A2
- Hopmann, C., Michaeli, W., 2017. Einführung in die Kunststoffverarbeitung. Carl Hanser Verlag. ISBN 978-3-446-45355-5
- Huang, Z., Sugiyama, S., Yanagimoto, J., 2013. Hybrid joining process for carbon fiber reinforced thermosetting plastic and metallic thin sheets by chemical bonding and plastic deformation. *Journal of materials processing technology* (213). S. 1864-1874
- Hussain, M., 2013. Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and Modeling. Dissertation, Technische Universität Dortmund. Shaker Verlag. ISBN 978-3844020410
- Kaiser, W., 2006. Kunststoffchemie für Ingenieure. Hanser Verlag. ISBN 978-3446220690
- Kleinschmidt, O., 2014. Der Sandwich-Effekt. *ThyssenKrupp Kundenzeitschrift Compact Steel* 01/14. S. 8-11
- Kowtsch, C., Hoffmann, G., Kleicke, R., 2011. Gewebte Halbzeuge und Webtechniken. In: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Herausgeber C. Cherif. Springer Verlag. DOI 10.1007/978-3-642-17992-1
- Laun, M., Auhl, D., Brummer, R., Dijkstra, D. J., Gabriel, C., Mangnus, M. A., Rüllmann, M., Zoetelief, W., Handge, U. A., 2014. Guidelines for checking performance and verifying accuracy of rotational rheometers: viscosity measurements in steady and oscillatory shear (IUPAC technical report). *Pure and Applied Chemistry*, 86(12), S. 1945-1968, DOI 10.1515/pac-2013-0601.
- Lauter, C., 2014. Entwicklung und Herstellung von Hybridbauteilen aus Metallen und Faserverbundkunststoffen für den Leichtbau im Automobil. Dissertation. Universität Paderborn. Shaker Verlag. ISBN 978-3-8440-2996-3
- Lee, M.-S., Kim, S.-J., Lim, O.-D., Kang, C.-G., 2014. Effect of process parameters on epoxy flow behavior and formability with CR340/CFRP composites by different laminating in deep drawing process. *Proceedings 11th International Conference on Technology of Plasticity*, Nagoya, 19.-24. Oktober 2014, *Procedia engineering* (81), S. 1627-1632.
- Lehmann, B., Herzberg, C., 2011. Garnkonstruktionen und Garnbildungstechniken. In: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Herausgeber C. Cherif. Springer Verlag. DOI 10.1007/978-3-642-17992-1

- Massaq, A., Rusinek, A., Klósak, M., Abed, F., El Mansori, M., 2016. A study of friction between composite-steel surfaces at high impact velocities. *Tribology international* (102), S. 38-43
- Menges, G., Haberstroh, E., Michaeli, W., Schmachtenberg, E., 2005. *Werkstoffkunde Kunststoffe*, 5. Auflage, Hanser Verlag, ISBN 978-3-446-21257-2
- Mennecart, T., Hiegemann, L., Ben Khalifa, N., 2017. Analysis of the forming behaviour of in-situ drawn sandwich sheets. In: *Procedia Engineering 207: 12th International Conference on Technology of Plasticity*, Cambridge United Kingdom, pp. 890-895; DOI 10.1016/j.proeng. 207.10.847
- Mennecart, T., Hiegemann, L., Ben Khalifa, N., 2016. *Werkzeugentwicklung für In-Situ-Hybridisierung von Metall-Faser-Metall-Laminaten unter Berücksichtigung der viskosen Zwischenlage*. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, 07.-08. 12.2016.
- Mennecart, T., Gies, S., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., 2019. Analysis of the Influence of Fibers on the Formability of Metal Blanks in Manufacturing Processes for Fiber Metal Laminates. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 3 (1), DOI: 10.3390/jmmp3010002
- Mennecart, T., Werner, H.; Ben Khalifa, N., Weidenmann, K.-A., 2018. Developments and Analyses of Alternative Processes for the Manufacturing of Fiber Metal Laminates. In: *Proceedings of the ASME 13th Manufacturing and Science Conference, MSEC 2018*, Vol. 2, College Station, USA, DOI: 10.1115/MSEC2018-6447
- Milch, M., 2007. *Tiefziehen von geklebten Doppellagenblechen*. Dissertation. Leibniz Universität Hannover. Band 02/2007. ISBN 978-3-939026-48-8
- Mombo-Caristan JC., Lobring V., Prange W., Frings A., 1992. Tailored welded blanks: A new alternative in automobile body design. In: Belforte D., Levitt M. (eds) *The Industrial Laser Handbook*. Springer, New York, NY, S. 89-102
- Nakazima, K., Kikuma, T., Hasuka, K. 1968. Study on the Formability of Steel Sheets, Yamata Technical Report, No. 264, 1968, S. 8517-8530.
- Nestler, D., 2014. *Beitrag zum Thema Verbundwerkstoffe – Werkstoffverbunde Satus quo und Forschungsansätze*. Habilitationsschrift. Technische Universität Chemnitz. ISBN 978-3-944640-12-9
- Nestler, D., Trautmann, M., Zopp, C., Tröltzsch, J., Osiecki, T., Nendel, S., Wagner, G., Kroll, L., 2017. Continuous film stacking and thermoforming process for hybrid CFRP/aluminum laminates. 1st Cirp conference on composite materials parts manufacturing, *Procedia Cirp* 66, S.107-112

- N. N., 2017. Protact® Optimised, efficient and sustainable laminated steel for packaging. https://www.tatasteeleurope.com/static_files/Downloads/Packaging/tata-steel-packaging-protact-datasheet-PK0416-ENG.pdf. Zuletzt aufgerufen am 7.2.2019
- N. N., 2019. Plattierte Metalle für Automobil, eMobility, Leichtbau. Wicked Group. <https://www.wickeder-group.de/es/anwendungen-branchen/plattierte-werkstoffe/automobil-emobility-leichtbau.html> Zuletzt aufgerufen am 9.2.2019
- N.N., 1977. Manufacturing a hardened steel article. Great Britain Patent GB1490535
- N.N., 2021 <https://www.lzs-dd.de/de/presstechnologie/> zuletzt aufgerufen am 3.4.2021
- N.N., 2008. https://www.plastverarbeiter.de/wpcontent/uploads/migrated/docs/2049_31391.pdf zuletzt aufgerufen am 3.4.2021
- N.N., 2016. <https://www.airbus.com/newsroom/press-releases/de/2016/01/ana-group-selects-the-a380.html> zuletzt aufgerufen am 3.4.2021
- N.N., 2021 https://www.r-g.de/wiki/Das_Autoklavverfahren. Zuletzt aufgerufen am 3.4.2021
- N. N., Standard test method for coefficient of friction, yarn to solid material, ASTM Standard D 3108.
- N.N., 1997 [Official Site of the Third Conference of the Parties to the UNFCCC](#), Kyoto protocol to the United Nations Framework Convention on Climate Change. zuletzt aufgerufen am 3.4.2021
- Ondracek, G., 1984: Verbundwerkstoffe: Phasenverbindung und mechanische Eigenschaften, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde
- Patberg, L., Ferkel, H., Heller, T., Hoffmann, O., Mendelin, C., 2015. Nachhaltiger Leichtbau durch Stahlfeinbleche im Automobilbau. Werkstoffwoche 2015 „Werkstoffe für die Zukunft“. Dresden.
- Potluri, P, Sagar, T.V., 2008. Compaction modelling of textile preforms for composite structures. Composite structures (86), S. 177-185
- Rajabi, A., Kadkhodayan, M., Ghanei, S., 2017. An investigation into the flexural and drawing behaviors of GFRP based fiber-metal laminate. Mechanics of advanced materials and structures. DOI: 10.1080/15376494.2017.1308587
- Rauscher, B., 2011. Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen. Dissertation. Technische Universität Dortmund. Shaker Verlag. ISBN 978-3844006551

- Rösner, A., Weidenmann, K.-A., Mennecart, T., Güner, A., Ben Khalifa, N., Tekkaya, A. E., Henning, F., 2020. Verfahren zur Herstellung thermoplastischer Faser-Metall-Laminat-Bauteile mittels Umformverfahren sowie entsprechend hergestellte Faser-Metall-Laminat-Bauteile, Patent DE102014001132
- Samadi, R., Robitaille, F., 2014. Particle-based modeling of the compaction of fiber yarns and woven textiles. *Textile research Journal*, Vol.84 (11), S. 1159-1173
- Schmiedel, I., Barfuss, G. S., Nickel, T., Pfeufer, L., 2014. Einsatz sichtbarer Naturfasern im Fahrzeuginterieur. *ATZ Automobiltechnische Zeitschrift* 116. Jahrgang, S. 34-37
- Schroter, R. C., Ross, R. J., 1970. Metallic foam laminate. United States Patent US 3496058
- Seidel, W. W., Hahn, F., 2009. *Werkstofftechnik*. Hanser Verlag. ISBN 978-3-446-42064-9
- Sen, I., 2015. Lay-up optimisation of fibre metal laminates – developement of a design methodology for wing structures. Dissertation. TU Delft. ISBN 978-94-6186-492-5
- Sherkatghanad, E., Lang, L., Liu, S., Wang, Y., 2017. An innovative approach to mass production of fiber metal laminate sheets. *Materials and manufacturing processes*, DOI: 10.1080/10426914.2017.1364864
- Siebel, E., 1932. *Die Formgebung im bildsamen Zustand, Theoretische Grundlagen der technischen Formgebung*. Verlag Stahleisen. Düsseldorf
- Simon, H., 1989. *Rechnerunterstützte Ziehteilauslegung mit elementaren Berechnungsmethoden*. Dissertation. Universität Hannover
- Sinke, J., 2003. Manufacturing of glare parts and structures. *Applied composite materials* (10), S. 293-305
- Solomon, S., Plattner, G.-K., Knutti, R., Friedlingstein, P., 2008. Irreversible climate change due to carbon dioxide emissions. *PNAS* Vol. 106 No. 6, S. 1704-1709.
- Stamm, D., 2006. Bondal® beruhigt Motoren. <https://www.thyssenkrupp.com/de/news-room/pressemeldungen/press-release-48710.html> Zuletzt abgerufen am 7.2.2019
- Staugaitis, C. L., Kobren, L., 1966. Mechanical and physical properties of the echo II metal-polymer laminate. Nasa technical note, Goddard space flight center, Greenbelt
- Steglmaier, T., Hager, T., Yilmaz, D., Vohrer, A., Sürth, M.-G., Planck, H., Wagner, S., Becker, D., Hahn, O., Teutenberg, D., 2008. Stahlblech-Mehrschichtverbund mit textiler Einlage - Ein neues Leichtbaumaterial mit besonderen Eigenschaften. *wt Werkstatttechnik online*, S. 866-870

- Steinbach, F., Koch, L., Hermann, M., Witulski, J., Tekkaya, A. E., 2012. Processing of New Solar Absorbers in Steel Design Based on Partially Cold Roll Bonded Hybrid Semi-Finished Parts. *Key Engineering materials* Vol. 504-506, S. 137-142
- Ten Thije, R.H.W., Akkerman, R., van der Meer, L., Ubbink, M.P., 2008. Tool-ply friction in thermoplastic composite forming. *International Journal of Material Forming, Esaform* 2008. pp. 953-956
- Thompson, A. J., El Said, B., Ivanov, D., Belnoue, J. P.-H., Hallett, S. R., 2018. High fidelity modelling of the compression behaviour of 2D woven fabrics. *International journal of solids and structures* Vol. 154, S. 104-113
- Vermeeren, C. A. J. R., Beumler, T., De Kanter, J. L. C. G., Van der Jagt, O. C., Out, B. C. L., 2003. Glare Design Aspects and Philosophies, *Applied composite materials* 10. S. 257-276
- Vernet, N, Ruiz, E., Advani, S., Alms, J. B., Aubert, M., Barburski, M., Barari, B., Beraud, J. M., Berg, D. C., Correia, N., Danzi, M., Delavière, T., Dickert, M., Di Fratta, C., Endruweit, A., Ermanni, P., Francucci, G., Garcia, J.A., George, A., Hahn, C., Klunker, F., Lomov, S.V., Long, A., Louis, B., Maldonado, J., Meier, R., Michaud, V., Perrin, H., Pillai, K., Rodriguez, E., Trochu, F., Verheyden, S., Wietgreffe, M., Xiong, W., Zaremba., Ziegmann, S. G., 2014. Experimental determination of the permeability of engineering textiles: Benchmark II. In: *Composites part A* (61). S 172-184
- Vogelesang, L. B., Gunnink, J. W., 1986. Arall: A materials challenge for the next generation of aircraft. *Materials and design* Vol. 7 No. 6, S. 287-300
- Vogelesang, L. B., Roebroeks, G. H., 1989. Laminate of metal sheets and continuous glass filaments-reinforced synthetic material. *Europäisches Patent* EP 0312151A1
- Wang, Z., Lauter, C., Sanitther, B., Camber, A. A., 2017. Manufacturing and investigation of steel-CFRP hybrid pillar structures for automotive applications by intrinsic resin transfer moulding technology. *International Journal of automotive composites* Vol. 2, Nos. ¾, S. 219-243
- Wang, Z., Riemer, M., Koch, S.-F., BARfuss, D., Grütznert, R., Augenthaler, F., Schwenner, J., 2016. Intrinsic Hybrid Composites for Lightweight Structures: Tooling Technologies. *Advanced materials research*, Vol. 1140, S. 247-254
- Werner, H., Sönmez, I., Wendl, R., Weidenmann, K. A., Henning, F., 2017. Characterization of the interlaminar shear strength of fiber metal laminates with reactively processed thermoplastic matrix. *SAMPE Europe Conference 2017*, Leinfelden-Echterdingen, Deutschland.
- Wollmann, T., Jaschinski, J., Modler, N., Hahn, M., Ben Khalifa, N., Zeiser, A., Wiedemann, S., Meissen, F., 2016. Forming of carbon fibre-reinforced metal laminates

- in combination with injection moulding. Proceedings Auto Met Form, Polen, S. 105-110
- Wollmann, T., Hahn, M., Wiedemann, S., Zeiser, A., Jaschinski, J., Modler, N., Ben Khalifa, N., Meißner, F., Paul, C., 2018. Thermoplastic fibre metal laminates: Stiffness properties and forming behaviour by means of deep drawing. In: Archives of civil and mechanical engineering (18). S. 442-450
- Yoshiwara, S., Kawanami, T., Suzuki, K., Kako, Y., 1989. Method for producing a clad plat by hot rolling. United States Patent US4831708
- Yousaf, Z., Potluri, P., Withers, P. J., 2017. Influence of Tow Architecture on Compaction and Nesting in Textile Preforms. Appl Compos Mater (2017) 24. S. 337-350, DOI 10.1007/s10443-016-9554-8
- Zeilinger, H., 1985. Verbund- und Hybridwerkstoffe - Definition, Zusammensetzung, Anwendung, In: Konstruieren mit Verbund- und Hybridwerkstoffen, Tagungsband, VDI Verlag
- Zuldemar, B. K., 2013. On the role of body-in-white weight reduction in the attainment of the 2012-2025 US EPA7NHTSA fuel economy mandate. Proceedings Great designs in steel seminar. <https://www.autosteel.org/-/media/files/autosteel/great-designs-in-steel/gdis-2013/on-the-role-of-body-in-white-weight-reduction-in-the-attainment-of-the-us-epanhtsa-fuel-economy-mandate.ashx> Zuletzt aufgerufen am 8.2.2019

Anhang A

Geometrische Zusammenhänge beim Tiefziehen mehrlagiger Bleche

Bei der hier dargestellten Umformung eines Faser-Metall Laminates in der In-situ Hybridisierung werden unterschiedliche Schichten, die aufeinander abgleiten können, umgeformt. Rein durch die Geometrie bedingt, kann sich hieraus eine Relativverschiebung zwischen den Schichten ergeben. Um die werkzeugbedingte Verschiebung zu untersuchen, wird die Geometrie in zwei unterschiedliche Bereiche einfacher Grundgeometrien unterteilt: in einem nicht-rotationssymmetrischen und einem rotationssymmetrischen Anteil, was in **Bild A.1** gezeigt wird.

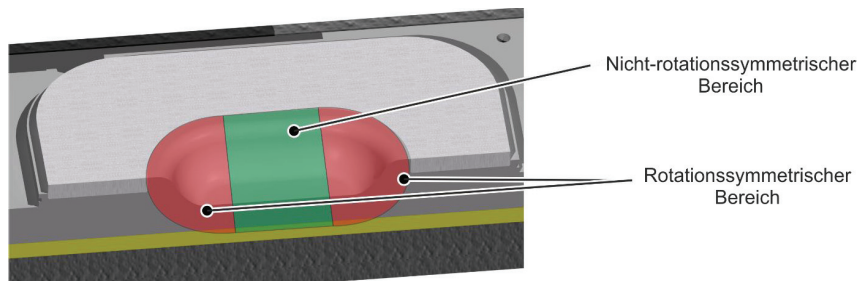


Bild A.1: Einteilung von rotations- und nicht-rotationssymmetrischen Bereichen im Werkzeugkonzept.

Betrachtet man den Prozess mit einem idealisierten Aufbau mit zwei Deckblechen (Blech a und Blech b) mit den Dicken t_a und t_b und einer Zwischenschicht s mit der Dicke t_s , so kann die Relativverschiebung, die durch die Geometrie gegeben ist, bestimmt werden. Hierzu wird eine konstante Blechdicke während des Umformvorganges angenommen.

In **Bild A.2** wird die geometrische Beschreibung des Umformprozesses für die ausgewählte Demonstratorgeometrie gezeigt, welches an den Beschreibungen aus Simon (1989) angelehnt ist. Die geometrische Beschreibung gilt für Ziehtiefen bis zur vollständigen Umschlingung des Stempelkantenradius. Der Stempel mit dem Radius $d_{st}/2$ und dem Stempelkantenradius $r_{st,K}$ formt den Verbund mit einer Ziehtiefe h um. Hierbei ist der Abstand zwischen Stempelzentralachse und dem Beginn des Matrizeeinlafradius r_{ME} mit der Länge von $d_{M/2}$ stets konstant. Während des Tiefziehens schlingt sich das Blech um die Radien mit dem Winkel α am Matrizeeinlafradius und mit dem Winkel β am Stempelkantenradius.

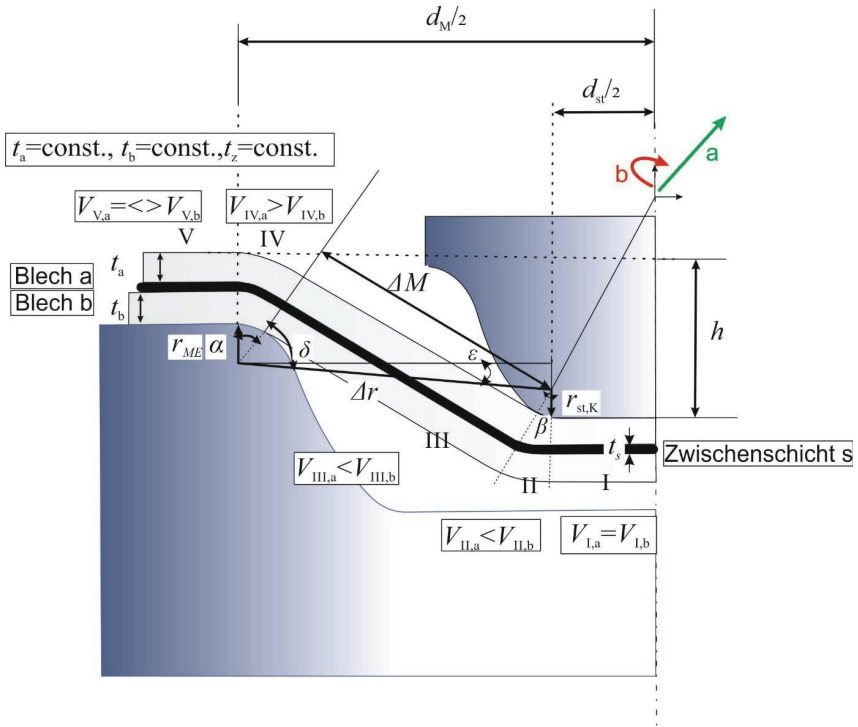


Bild A.2: Geometrische Zusammenhänge bei Tiefziehen mehrlageriger Laminare für geringe Ziehtiefen angelehnt an Simon (1989).

Durch die zunehmende Ziehtiefe kommt es zu Veränderungen der Maße im Zargenbereich. So beträgt die anfängliche gerade Zargenlänge ΔM , die zu Beginn des Tiefziehvorganges mit

$$\Delta M = \frac{d_M}{2} - \frac{d_{st}}{2} \quad (\text{A.1})$$

zu bestimmen ist. Mit zunehmender Tiefziehweg nimmt zunächst die Länge ΔM ab, um ab einem bestimmten Tiefziehweg wieder anzusteigen. Hierbei verändert sich die Lage der Zargenlänge zu den Achsen der Radien r_{ME} und $r_{st,K}$ stets mit der Veränderung der Ziehtiefe. Der Abstand Δr , der die Länge zwischen dem Mittelpunkt des Stempelkanten- und des Matrizeneinlauffradius beschreibt, lässt sich mit

$$\Delta r^2 = \left(\frac{d_M}{2} - \frac{d_{st}}{2} \right)^2 + (h - r_{st,K} - r_{ME} - t_a - t_b - t_s)^2 \quad (\text{A.2})$$

und

$$\Rightarrow \Delta r = \sqrt{\left(\frac{d_M}{2} - \frac{d_{st}}{2}\right)^2 + (h - r_{st,K} - r_{ME} - t_a - t_b - t_s)^2} \quad (\text{A.3})$$

Die gerade Länge ΔM beträgt

$$\Rightarrow \Delta M = \sqrt{\Delta r^2 - (r_{st,K} + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)^2} \quad (\text{A.4})$$

So sind die Winkel δ mit

$$\delta = \text{Arccos} \left(\frac{r_{st,K} + r_{ME} + t_a + t_b + t_s}{\Delta r} \right) \quad (\text{A.5})$$

und ε mit

$$\varepsilon = \text{Arctan} \left(\frac{h - r_{st,K} - r_{ME} - t_a - t_b - t_s}{\frac{d_M}{2} - \frac{d_{st}}{2}} \right) \quad (\text{A.6})$$

zu berechnen.

Durch den identischen Umschlingungswinkel des Bleches am Matrizeneinlaufradius und am Stempelkantenradius gilt für den Umschlingungswinkel

$$\alpha = \beta = 90^\circ + \varepsilon - \delta. \quad (\text{A.7})$$

Somit ist die Geometrie für geringe Ziehtiefen bestimmt. In diesem Zustand kann jede Lage in fünf Bereiche I, II, III, IV und V unterteilt werden.

Wird die Ziehtiefe weiter erhöht, so umschlingt das Blech den unteren Stempelkantenradius vollständig und beginnt den Radius der Stempelkontur zu umschlingen (siehe **Bild A.3**). Der vollständig umschlungene Stempelkantenradius beträgt $\beta_{\max} = 37,6^\circ$.

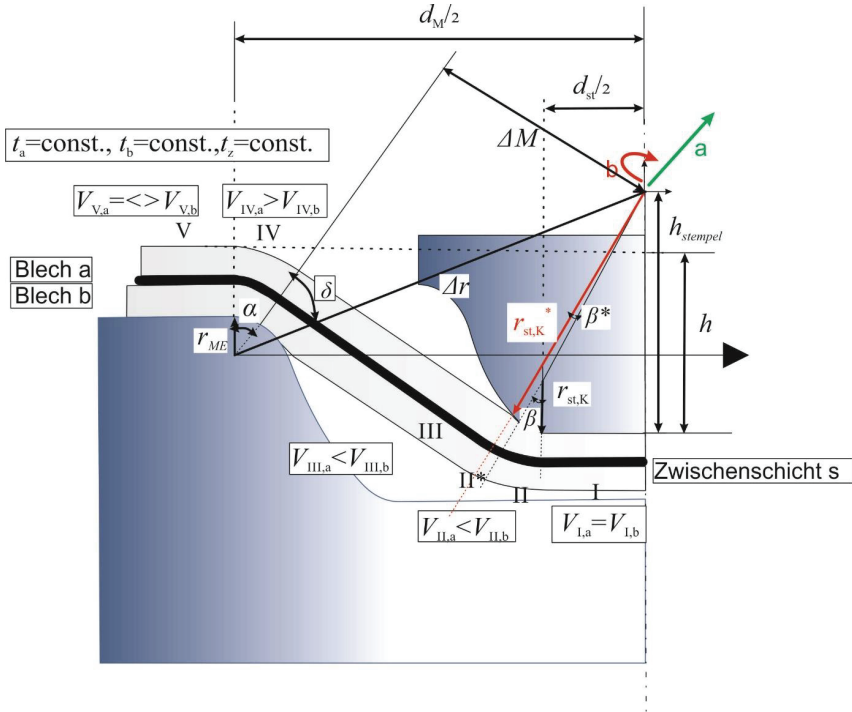


Bild A.0.1: Geometrische Zusammenhänge bei Tiefziehen mehrlagiger Laminat für höhere Ziehtiefen angelehnt an Simon (1989).

So beginnt dann das Blech neben den vollkommen umschlungen Winkel β_{\max} auch den Winkel β^* zu umschlingen. Dieser Winkel lässt sich berechnen zu

$$\beta^* = \alpha - \beta_{\max} \quad (\text{A.8})$$

Der Abstand Δr zwischen der Mittelpunkt des Stempelradius und dem Mittelpunkt des Matrizeneinlauffradius berechnet sich mit

$$\Delta r^2 = \left(\frac{d_M}{2}\right)^2 + (h_{\text{stempel}} - h + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)^2 \quad (\text{A.9})$$

$$\Rightarrow \Delta r = \sqrt{\left(\frac{d_M}{2}\right)^2 + (h_{\text{stempel}} - h + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)^2} \quad (\text{A.10})$$

Die gerade Zargenlänge ΔM kann mit den geometrischen Beziehungen zu

$$\Delta r^2 = \Delta M^2 + (r_{st,K}^* + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)^2 \quad (\text{A.11})$$

$$\Rightarrow \Delta M = \sqrt{\Delta r^2 - (r_{st,K}^* + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)^2} \quad (\text{A.12})$$

berechnet werden. Mit der Berechnung der Winkel ε mit

$$\varepsilon = \arccos\left(\frac{\frac{d_M}{2}}{\Delta r}\right) \quad (\text{A.13})$$

und δ mit

$$\delta = \arccos\left(\frac{(r_{st,K}^* + r_{ME} + t_a + t_b + t_s)}{\Delta r}\right) \quad (\text{A.14})$$

lässt sich die geometrische Lage des Blechaufbaus zu jeder Ziehtiefe bestimmen. Für den Fall der höheren Ziehtiefe kommt ein geometrischer Bereich dazu. So kommt für das Umschlingen des weiteren Stempelradius der Bereich II* dazu.

Um den unterschiedlichen Blecheinzug für den rotationssymmetrischen und den nicht-rotationssymmetrischen Anteil, der mit Hilfe der Volumenkonstanz berechnet wird, müssen die Volumina der einzelnen Bereiche jeweils berechnet werden. Zunächst wird die Berechnung für die niedrigere Ziehtiefe anschließend für die höhere Ziehtiefe durchgeführt.

Niedrige Ziehtiefe:

Mit der Länge l_{gerade} des nicht-rotationssymmetrischen Anteils berechnet sich das Volumen I für den ersten Bereich für die 3 Lagen zu

$$V_{I,a} = t_a \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot l_{gerade} , \quad (\text{A.15})$$

$$V_{I,s} = t_s \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot l_{gerade} \quad (\text{A.16})$$

und

$$V_{I,b} = t_b \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot l_{gerade} . \quad (\text{A.17})$$

Im rotationssymmetrischen Bereich berechnen sich die Anteile der Volumina zu

$$V = 2 \cdot \pi \cdot \text{Flächeninhalt} \cdot \text{Flächenschwerpunkt}. \quad (\text{A.18})$$

Somit sind die Volumina zu berechnen mit:

$$V_{I,a} = 2 \cdot \pi \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot t_a \cdot \frac{d_{st}}{2}, \quad (\text{A.19})$$

$$V_{I,s} = 2 \cdot \pi \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot t_s \cdot \frac{d_{st}}{2} \quad (\text{A.20})$$

und

$$V_{I,b} = 2 \cdot \pi \cdot \frac{d_{st}}{2} \cdot t_b \cdot \frac{d_{st}}{2}. \quad (\text{A.21})$$

Für den Bereich II im nicht-rotationssymmetrischen Bereich gilt für die Volumina der Lagen

$$V_{II,a} = l_{gerade} \cdot \frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K} + t_a)^2 - (r_{st,K})^2 \right), \quad (\text{A.22})$$

$$V_{II,s} = l_{gerade} \cdot \frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K} + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K} + t_a)^2 \right) \quad (\text{A.23})$$

und

$$V_{II,b} = l_{gerade} \cdot \frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K} + t_a + t_s + t_b)^2 - (r_{st,K} + t_a + t_s)^2 \right). \quad (\text{A.24})$$

Im rotationssymmetrischen Teil, unter Zuhilfenahme des Schwerpunktes eines Ringsegmentes, berechnen sich die Volumina der Bereiche zu

$$V_{II,a} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_{st}}{2} + \left(\frac{\frac{4}{3}(r_{st,K+t_a})^3 - (r_{st,K})^3}{(r_{st,K+t_a})^2 - (r_{st,K})^2} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left[\frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K} + t_a)^2 - (r_{st,K})^2 \right) \right], \quad (\text{A.25})$$

$$V_{II,s} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_{st}}{2} + \left(\frac{\frac{4}{3}(r_{st,K+t_a+t_s})^3 - (r_{st,K+t_a})^3}{(r_{st,K+t_a+t_s})^2 - (r_{st,K+t_a})^2} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left[\frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K} + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K} + t_a)^2 \right) \right] \quad (\text{A.26})$$

und

$$V_{II,b} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_{st}}{2} + \left(\frac{\frac{4}{3}(r_{st,K+t_a+t_s+t_b})^3 - (r_{st,K+t_a+t_s})^3}{((r_{st,K+t_a+t_s+t_b})^2 - (r_{st,K+t_a+t_s})^2)} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left[\frac{\alpha}{2} \cdot \left((r_{st,K+t_a+t_s+t_b})^2 - (r_{st,K+t_a+t_s})^2 \right) \right]. \quad (A.27)$$

Für den Bereich III im nicht-rotationssymmetrischen Werkzeugenteil gilt für die Volumina der Lagen

$$V_{III, \begin{Bmatrix} a \\ s \\ b \end{Bmatrix}} = \begin{Bmatrix} t_a \\ t_s \\ t_b \end{Bmatrix} \cdot \Delta M \cdot l_{gerade} \quad (A.28)$$

Im rotationssymmetrischen Teil berechnen sich die Volumina der Bereiche zu

$$V_{III,a} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\alpha) \cdot \left(r_{st,k} + \frac{t_a}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} \right) \cdot (\Delta M \cdot t_a), \quad (A.29)$$

$$V_{III,s} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\alpha) \cdot \left(r_{st,k} + t_a + \frac{t_s}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} \right) \cdot (\Delta M \cdot t_s) \quad (A.30)$$

und

$$V_{III,b} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\alpha) \cdot \left(r_{st,k} + t_a + t_s + \frac{t_b}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} \right) \cdot (\Delta M \cdot t_b). \quad (A.31)$$

Im Bereich IV, der den Matrizeneinlaufradius umschlingt, gilt für den nicht-rotationssymmetrischen Teil des Werkzeuges

$$V_{IV,a} = \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_a + t_s + t_b)^2 - (r_{ME} + t_s + t_b)^2) \right) \cdot l_{gerade}, \quad (A.32)$$

$$V_{IV,s} = \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_s + t_b)^2 - (r_{ME} + t_b)^2) \right) \cdot l_{gerade}, \quad (A.33)$$

und

$$V_{IV,b} = \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_b)^2 - (r_{ME})^2) \right) \cdot l_{gerade}. \quad (A.34)$$

Für den rotationssymmetrischen Teil gilt:

$$V_{IV,a} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_M}{2} - \left(\frac{\frac{4}{3}((r_{ME}+t_a+t_s+t_b)^3 - (r_{ME}+t_b+t_s)^3)}{((r_{ME}+t_a+t_s+t_b)^2 - (r_{ME}+t_b+t_s)^2)} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_a + t_s + t_b)^2 - (r_{ME} + t_b + t_s)^2) \right), \quad (A.35)$$

$$V_{IV,s} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_M}{2} - \left(\frac{\frac{4}{3}((r_{ME}+t_s+t_b)^3 - (r_{ME}+t_b)^3)}{((r_{ME}+t_s+t_b)^2 - (r_{ME}+t_b)^2)} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_s + t_b)^2 - (r_{ME} + t_b)^2) \right) \quad (A.36)$$

und

$$V_{IV,b} = 2 \cdot \pi \cdot \left[\frac{d_M}{2} - \left(\frac{\frac{4}{3}((r_{ME}+t_b)^3 - (r_{ME})^3)}{((r_{ME}+t_b)^2 - (r_{ME})^2)} \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \right) \right] \cdot \left(\frac{\alpha}{2} \cdot ((r_{ME} + t_b)^2 - (r_{ME})^2) \right). \quad (A.37)$$

Das Volumen im Flanschbereich ist durch die Volumenkonstanz bekannt. Hierüber kann mit der Breite b des Bleches die Flanschlänge L_{Flansch} bestimmt werden.

Für den nicht-rotationssymmetrischen Bereich gilt:

$$L_{\text{Flansch},a} = \frac{(b \cdot t_a \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,a} - V_{II,a} - V_{III,a} - V_{IV,a}}{t_a \cdot l_{\text{gerade}}}, \quad (A.38)$$

$$L_{\text{Flansch},s} = \frac{(b \cdot t_s \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,s} - V_{II,s} - V_{III,s} - V_{IV,s}}{t_s \cdot l_{\text{gerade}}} \quad (A.39)$$

und

$$L_{\text{Flansch},b} = \frac{(b \cdot t_b \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,s} - V_{II,s} - V_{III,s} - V_{IV,s}}{t_b \cdot l_{\text{gerade}}}. \quad (A.40)$$

Für den rotationssymmetrischen Bereich, bei dem die Blechplatten einen Radius r aufweisen, gilt:

$$L_{\text{Flansch},a} = \sqrt{\frac{(\pi \cdot r^2 \cdot t_a - V_{I,a} - V_{II,a} - V_{III,a} - V_{IV,a}) + \left(\frac{d_M}{2}\right)^2}{t_a \cdot \pi}} - \left(\frac{d_M}{2}\right), \quad (A.41)$$

$$L_{\text{Flansch},s} = \sqrt{\left(\frac{\pi \cdot r^2 \cdot t_s - V_{I,s} - V_{II,s} - V_{III,s} - V_{IV,s}}{t_s \cdot \pi} + \left(\frac{d_M}{2} \right)^2 \right)} - \left(\frac{d_M}{2} \right) \quad (\text{A.42})$$

und

$$L_{\text{Flansch},b} = \sqrt{\left(\frac{\pi \cdot r^2 \cdot t_b - V_{I,b} - V_{II,b} - V_{III,b} - V_{IV,b}}{t_b \cdot \pi} + \left(\frac{d_M}{2} \right)^2 \right)} - \left(\frac{d_M}{2} \right). \quad (\text{A.43})$$

Wird die Ziehtiefe erhöht so wird der Stempelkantenradius $r_{\text{st},K}$ vollständig umschlungen (**Bild A.4**). Wie bereits erwähnt findet dies bei einem Umschlingungswinkel von $\beta_{\text{max}} = 37,6^\circ$ statt. Anschließend schmiegen sich die Bleche an der Stempelrundung im Zargenbereich an. Der Radius ist hier mit $r_{\text{st},K}^*$ angegeben. Dies bedeutet, dass neben dem Bereich II der Bereich II* existiert, in dem das Blech einer neuen Kontur folgt. Der Bereich I wird genauso beschrieben wie für die niedrige Ziehtiefe.

Für Bereich II gilt für den konstanten Winkel β_{max} im nicht-rotationssymmetrischen Bereich

$$V_{II,a} = l_{\text{gerade}} \cdot \frac{\beta_{\text{max}}}{2} \cdot \left((r_{\text{st},K} + t_a)^2 - r_{\text{st},K}^2 \right). \quad (\text{A.44})$$

Die Volumina der anderen Lagen werden analog zur niedrigen Ziehtiefe berechnet. Für den rotationssymmetrischen Bereich II gilt dann

$$V_{II,a} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{\text{st}}}{2} + \left(\frac{\frac{4}{3}((r_{\text{st},K} + t_a)^3 - (r_{\text{st},K})^3)}{(r_{\text{st},K} + t_a)^2 - (r_{\text{st},K})^2} \cdot \sin \left(\frac{\beta_{\text{max}}}{2} \right)^2 \right) \right) \cdot \frac{\beta_{\text{max}}}{2} \cdot (r_{\text{st},K} + t_a)^2 - (r_{\text{st},K})^2. \quad (\text{A.45})$$

Für den Bereich II* muss der Schwerpunkt für die Volumenberechnung aufwendig berechnet werden. Hierzu wird in Abbildung eine Skizze mit neuen geometrischen Größen gezeigt.

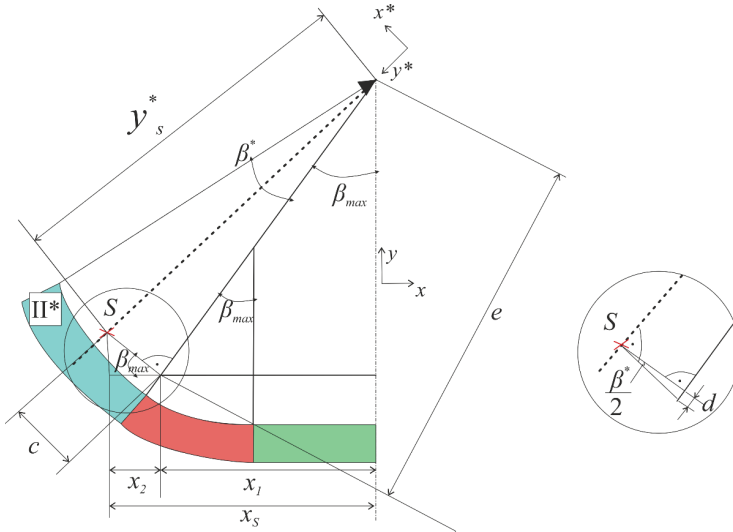


Bild A.4: Geometrische Beziehungen beim Tiefziehen beim Übergang vom Stempelkanten- zum Stempelradius.

Somit gilt für den Schwerpunkt x_s im Bereich Π^* bei einer Rotation um die y -Achse:

$$x_s = x_1 + x_2. \quad (\text{A.46})$$

Die Länge x_1 und x_2 sind hierbei definiert als

$$x_1 = \sin(\beta_{\max}) \cdot e \quad (\text{A.47})$$

und

$$x_2 = \cos(\beta_{\max}) \cdot c \quad (\text{A.48})$$

Für die Länge c bezogen auf das Blech a gilt

$$c = \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right) \cdot \frac{\frac{4}{3} \left((r_{st,K}^* + t_a)^3 - (r_{st,K}^*)^3 \right)}{\left((r_{st,K}^* + t_a)^2 - (r_{st,K}^*)^2 \right) \cdot \beta^*} \cdot \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right). \quad (\text{A.49})$$

Für die Länge c bezogen auf die Zwischenschicht s gilt

$$c = \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right) \cdot \frac{\frac{4}{3} \left((r_{st,K}^* + t_a + t_s)^3 - (r_{st,K}^* + t_a)^3 \right)}{\left((r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K}^* + t_a)^2 \right) \cdot \beta^*} \cdot \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right). \quad (\text{A.50})$$

Für die Länge c bezogen auf das Blech b gilt

$$c = \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right) \cdot \frac{\frac{4}{3} \left((r_{st,K}^* + t_b + t_a + t_s)^3 - (r_{st,K}^* + t_a + t_s)^3 \right)}{\left((r_{st,K}^* + t_b + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 \right) \cdot \beta^*} \cdot \sin\left(\frac{\beta^*}{2}\right). \quad (\text{A.51})$$

Für die Länge d gilt

$$d = \tan\left(\frac{\beta^*}{2}\right) \cdot c. \quad (\text{A.52})$$

Für die Länge e gilt abschließend

$$e = y_s^* - d \quad (\text{A.53})$$

Somit können die Volumina für den rotationsymmetrischen Anteil für die jeweiligen Schichten bestimmt werden

$$V_{II^*,a} = 2 \cdot \pi \cdot (x_1 + x_2) \cdot \left(\frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a)^2 - (r_{st,K}^*)^2 \right) \right), \quad (\text{A.54})$$

$$V_{II^*,s} = 2 \cdot \pi \cdot (x_1 + x_2) \cdot \left(\frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K}^* + t_a)^2 \right) \right) \quad (\text{A.55})$$

und

$$V_{II^*,b} = 2 \cdot \pi \cdot (x_1 + x_2) \cdot \left(\frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a + t_s + t_b)^2 - (r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 \right) \right) \quad (\text{A.56})$$

Für den nicht-rotationssymmetrischen Anteil gelten für die Volumina folgende Beziehungen:

$$V_{II^*,a} = \frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a)^2 - (r_{st,K}^*)^2 \right) \cdot l_{gerade}, \quad (\text{A.57})$$

$$V_{II^*,s} = \frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 - (r_{st,K}^* + t_a)^2 \right) \cdot l_{gerade} \quad (\text{A.58})$$

und

$$V_{II^*,b} = \frac{\beta^*}{2} \cdot \left((r_{st,K}^* + t_a + t_b + t_s)^2 - (r_{st,K}^* + t_a + t_s)^2 \right) \cdot l_{gerade}. \quad (\text{A.59})$$

Für den Bereich III, gelten die gleichen Zusammenhänge wie für die geringe Ziehtiefe, so dass die Berechnung für den nicht-rotationssymmetrischen Anteil analog erfolgt. Für den rotationssymmetrischen Anteil gilt für die Volumina der drei Schichten:

$$V_{III,a} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\beta_{\max}) \cdot \left(r_{st,k} + \frac{t_a}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} + \sin(\beta^*) \cdot \left(r_{st,K}^* + \frac{t_a}{2} \right) \cdot \cos(\beta_{\max}) \right) \cdot t_a \cdot \Delta M, \quad (A.60)$$

$$V_{III,s} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\beta_{\max}) \cdot \left(r_{st,k} + t_a + \frac{t_s}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} + \sin(\beta^*) \cdot \left(r_{st,K}^* + t_a + \frac{t_s}{2} \right) \cdot \cos(\beta_{\max}) \right) \cdot t_s \cdot \Delta M \quad (A.61)$$

und

$$V_{III,b} = 2 \cdot \pi \cdot \left(\frac{d_{st}}{2} + \sin(\beta_{\max}) \cdot \left(r_{st,k} + t_a + t_s + \frac{t_b}{2} \right) + \cos(\alpha) \cdot \frac{\Delta M}{2} + \sin(\beta^*) \cdot \left(r_{st,K}^* + t_a + t_s + \frac{t_b}{2} \right) \cdot \cos(\beta_{\max}) \right) \cdot t_b \cdot \Delta M. \quad (A.62)$$

Die Bereiche IV und V lassen sich sowohl für den nicht-rotationssymmetrischen als auch für den rotationssymmetrischen Bereich analog zu den Bereichen IV und V der geringen Ziehtiefe berechnen. Einzig kommt für die Nutzung der Volumenkonstanz für Bereich V das Volumen des Bereiches II* hinzu.

Somit gilt dann für die Flanschlängen:

Für den nicht-rotationssymmetrischen Anteil

$$L_{\text{Flansch},a} = \frac{(b \cdot t_a \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,a} - V_{II,a} - V_{II^*,a} - V_{III,a} - V_{IV,a}}{t_a \cdot l_{\text{gerade}}} \quad (A.63)$$

$$L_{\text{Flansch},s} = \frac{(b \cdot t_s \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,s} - V_{II,s} - V_{II^*,s} - V_{III,s} - V_{IV,s}}{t_s \cdot l_{\text{gerade}}} \quad (A.64)$$

$$L_{\text{Flansch},b} = \frac{(b \cdot t_b \cdot l_{\text{gerade}}) - V_{I,s} - V_{II,s} - V_{II^*,b} - V_{III,s} - V_{IV,s}}{t_b \cdot l_{\text{gerade}}} \quad (A.65)$$

Für den rotationssymmetrischen Anteil des Demonstratorwerkzeuges gilt:

$$L_{\text{Flansch},a} = \sqrt{\frac{\pi \cdot r^2 \cdot t_a - V_{I,a} - V_{II,a} - V_{II^*,a} - V_{III,a} - V_{IV,a}}{t_a \cdot \pi}} + \left(\frac{d_M}{2} \right)^2 - \left(\frac{d_M}{2} \right), \quad (A.66)$$

$$L_{\text{Flansch,s}} = \sqrt{\frac{\pi \cdot r^2 \cdot t_s \cdot V_{\text{I,s}} - V_{\text{II,s}} - V_{\text{III,s}} - V_{\text{IV,s}}}{t_s \cdot \pi}} + \left(\frac{d_M}{2}\right)^2 - \left(\frac{d_M}{2}\right) \quad (\text{A.67})$$

und

$$L_{\text{Flansch,b}} = \sqrt{\frac{\pi \cdot r^2 \cdot t_b \cdot V_{\text{I,b}} - V_{\text{II,b}} - V_{\text{III,b}} - V_{\text{IV,b}}}{t_b \cdot \pi}} + \left(\frac{d_M}{2}\right)^2 - \left(\frac{d_M}{2}\right). \quad (\text{A.68})$$

Somit sind für den kompletten Prozess die über die gesamte Ziehtiefe für die komplexe Demonstratorgeometrie die Flanschlänge der Schichten und somit die Relativverschiebung der Schichten zueinander bekannt. Zur Verifikation des Berechnungsmodells und für die bekannten geometrischen Größen des Werkzeuges mit

Matrizeneinlauffradius: $r_{\text{ME}} = 20$ mm,

Stempelkantenradius: $r_{\text{st,K}} = 16,4$ mm,

Stempelkantenradius* (höhere Ziehtiefe): $r_{\text{st,K}}^* = 65,454$ mm,

Stempelhöhe: $h_{\text{stempel}} = 55,143$ mm,

Blechlänge (nicht-rotationssymmetrischer Bereich): $l_{\text{gerade}} = 100$ mm,

Blechbreite (nicht-rotationssymmetrischer Bereich): $b = 350$ mm,

Matrizendurchmesser: $d_M = 164,71$ mm,

Stempeldurchmesser: $d_{\text{st}} = 60$ mm,

maximaler Umschlingungswinkel Stempelkantenradius (in Radiant): $\beta_{\text{max}} = 0,656$,

dem Platinenradius: $r = 175$ mm,

und mit einer Dicke von $t = 1$ mm für jede Schicht, ergibt sich für die Ziehtiefe von 0 mm eine gerade Länge in der Zarge von

$$\Delta M = \frac{d_M}{2} - \frac{d_{\text{st}}}{2} = 52,4 \text{ mm}. \quad (\text{A.69})$$

Im Übergang der niedrigen Ziehtiefe zur höheren Ziehtiefe, bei der Ziehtiefe von $h = 29,97$ mm, müssen beide Formeln zur Berechnung von ΔM den gleichen Wert ergeben. Zudem müssen die Flanschlängen zu dem Zeitpunkt übereinstimmen:

$$\Delta M_{\text{niedrig}} = \Delta M_{\text{hoch}} = 35,7 \text{ mm} \quad (\text{A70})$$

Für die Flanschlängen des Bleches a im Übergang gilt:

$$L_{\text{Flansch,a,Niedrig}} = L_{\text{Flansch,a,Hoch}} = 83,4 \text{ mm} \quad (\text{A.71})$$

Für die höhere Ziehtiefe gilt bei $h = 29,97$ mm, dass

$$\beta^* = 0 \quad (\text{A.72})$$

ist.

Mit Hilfe dieser geometrisch analytischen Beschreibung des Werkzeuges können, unter der Annahme einer konstanten Blechdicke, Relativverschiebungen zwischen den Schichten berechnet werden.

Lebenslauf

Name: Thomas Mennecart
Geburtsdatum und -ort: 20.07.1984 in Noisy-Le-Sec, Frankreich
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet mit Alexandra Mennecart mit gemeinsamen Kindern, Jakob, Ella und Samuel Mennecart

Berufserfahrung:

03/2011- 12/2018 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau der TU Dortmund
Seit 03/2019 Ingenieur bei Thyssenkrupp Rasselstein GmbH, Andernach

Studium:

2004 – 2010 Maschinenbaustudium an der RWTH Aachen mit Vertiefungsrichtung Fertigungstechnik/Werkstofftechnik
2010 Diplomarbeit bei Ceratizit S.A., Luxemburg

Zivildienst:

2003-2004 Pfarramt, Heilige Familie Düsseldorf Stockum

Schulische Ausbildung:

1989 – 1995 École maternelle et élémentaire Luzancy 77138 / Reuil-en-Brie 77260
1995 – 2003 Max-Planck Gymnasium Düsseldorf

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

A. Adelhof: Komponenten einer flexiblen Fertigung beim Profiltrunden.
ISBN 3-86111-601-4

G. Reil: Prozeßregelung numerisch gesteuerter Umformmaschinen mit Fuzzy Logic. ISBN 3-86111-862-9

F. Maevus: Rechnerintegrierte Blechteilefertigung am Beispiel des Gesenkbiegens. ISBN 3-8265-0104-7

R. Warstat: Optimierung der Produktqualität und Steigerung der Flexibilität beim CNC-Schwenkbiegen. ISBN 3-8265-1170-0

H. Sulaiman: Erweiterung der Einsetzbarkeit von Gesenkbiegepressen durch die Entwicklung von Sonderwerkzeugen. ISBN 3-8265-1443-2

Ch. Smatloch: Entwicklung eines numerisch einstellbaren Werkzeugsystems für das Tief- und Streckziehen. ISBN 3-8265-1465-3

T. Straßmann: Prozeßführung für das Walzrunden auf der Basis Neuronaler Netze. ISBN 3-8265-1966-3

L. Keßler: Simulation der Umformung organisch beschichteter Feinbleche und Verbundwerkstoffe mit der FEM. ISBN 3-8265-2256-7

E. Szücs: Einsatz der Prozeßsimulation bei der Entwicklung eines neuen Umformverfahrens - der Hochdruckblechumformung. ISBN 3-8265-3119-1

S. Chatti: Optimierung der Fertigungsgenauigkeit beim Profilibiegen.
ISBN 3-8265-3534-0

F. Haase: Eigenspannungen an dünnwandigen Bauteilen und Schichtverbunden. ISBN 3-8265-4312-2

N. Austerhoff: Integrierte Produkt- und Prozeßgestaltung für die Herstellung von Blechbiegeteilen. ISBN 3-8265-6613-0

D. Arendes: Direkte Fertigung gerundeter Aluminiumprofile beim Strangpressen. ISBN 3-8265-6442-1

R. Kolleck: Finite-Element-Simulation wirkmedienbasierter Blechumformverfahren als Teil einer virtuellen Fertigung. ISBN 3-8265-6566-5

T. Weidner: Untersuchungen zu Verfahren und Werkzeugsystemen der wirkmedienbasierten Blechumformung. ISBN 3-8265-6602-5

W. Homberg: Untersuchungen zur Hochdruckblechumformung und deren Verfahrenskomponenten. ISBN 3-8265-8684-0

M. Rohleder: Simulation rückfederungsbedingter Formabweichungen im Produktentstehungsprozess von Blechformteilen. ISBN 3-8265-9977-2

V. Hellinger: Untersuchungen zur Methodik der Berechnung und Herstellung von leichten Stützkernverbunden. ISBN 3-8322-0104-1

A. Klaus: Verbesserung der Fertigungsgenauigkeit und der Prozesssicherheit des Rundens beim Strangpressen. ISBN 3-8322-0208-0

B. Heller: Halbanalytische Prozess-Simulation des Freibiegens von Fein- und Grobblechen. ISBN 3-8322-0923-9

A. Wellendorf: Untersuchungen zum konventionellen und wirkmedienbasierten Umformen von komplexen Feinstblechbauteilen. ISBN 3-8322-2435-1

C. Klimmek: Statistisch unterstützte Methodenplanung für die Hochdruck-Blechumformung. ISBN 3-8322-2994-9

R. Krux: Herstellung eigenschaftsoptimierter Bauteile mit der Hochdruck-Blechumformung und Analyse der induzierten Eigenspannungen. ISBN 3-8322-3551-5

S. Jadhav: Basic Investigations of the Incremental Sheet Metal Forming Process on a CNC Milling Machine. ISBN 3-8322-3732-1

C. Beerwald: Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung. ISBN 3-8322-4421-2

A. Brosius: Verfahren zur Ermittlung dehnratenabhängiger Fließkurven mittels elektromagnetischer Rohrumformung und iterativer Finite-Element-Analysen. ISBN 3-8322-4835-8

R. Ewers: Prozessauslegung und Optimierung des CNC-gesteuerten Formdrückens. ISBN 3-8322-5177-4

T. Langhammer: Untersuchungen zu neuen Konzepten für PKW-Kraftstoffbehälter. ISBN 3-8322-5300-9

M. Schikorra: Modellierung und simulationsgestützte Analyse des Verbundstrangpressens. ISBN 3-8322-5506-0

M. Schomäcker: Verbundstrangpressen von Aluminiumprofilen mit endlosen metallischen Verstärkungselementen. ISBN 978-3-8322-6039-2

N. Ridane: FEM-gestützte Prozessregelung des Freibiegens. ISBN 978-3-8322-7253-1

R. Shankar: Surface Reconstruction and Tool Path Strategies for Incremental Sheet Metal Forming. ISBN 978-3-8322-7314-9

- U. Dirksen: Testumgebung für Prozessregelungen zum Drei-Rollen-Profilbiegen mit virtuellem und realem Biegeprozess.
ISBN 978-3-8322-7673-7
- D. Risch: Energietransfer und Analyse der Einflussparameter der formgebundenen elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8322-8360-5
- M. Marré: Grundlagen der Prozessgestaltung für das Fügen durch Weiten mit Innenhochdruck. ISBN 978-3-8322-8361-2
- D. Becker: Strangpressen 3D-gekrümmter Leichtmetallprofile.
ISBN 978-3-8322-8488-6
- V. Psyk: Prozesskette Krümmen - Elektromagnetisch Komprimieren - Innenhochdruckumformen für Rohre und profilförmige Bauteile.
ISBN 978-3-8322-9026-9
- M. Trompeter: Hochdruckblechumformung großflächiger Blechformteile.
ISBN 978-3-8322-9080-1
- H. Karbasian: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. ISBN 978-3-8322-9250-8
- M. J. Gösling: Metamodell unterstützte Simulation und Kompensation von Rückfederungen in der Blechumformung. ISBN 978-3-8322-9355-0
- H. Pham: Process Design for the Forming of Organically Coated Sheet Metal.
ISBN 978-3-8440-0309-3
- B. Rauscher: Formschlüssig verbundene Metall-Kunststoff-Hybridbauteile durch Integration von Blechumformung und Spritzgießen.
ISBN 978-3-8440-0655-1
- T. Cwiekala: Entwicklung einer Simulationsmethode zur zeiteffizienten Berechnung von Tiefziehprozessen.
ISBN 978-3-8440-0701-5
- M. Hermes: Neue Verfahren zum rollenbasierten 3D-Biegen von Profilen.
ISBN 978-3-8440-0793-0
- N. Ben Khalifa: Strangpressen schraubenförmiger Profile am Beispiel von Schraubenrotoren.
ISBN 978-3-8440-0969-9
- J. Kolbe: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe.
ISBN 978-3-8440-1353-5

L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8

T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9

A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2

A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3

M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0

M. S. Aydın: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9

A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4

V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0

D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5

M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2

Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3

C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5

R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

C. Weddeling: Electromagnetic Form-Fit Joining.
ISBN 978-3-8440-3405-9

A. Güner: In-situ stress analysis with X-ray diffraction for yield locus
Determination.
ISBN 978-3-8440-3414-1

A. Güzel: Microstructure Evolution during Thermomechanical Multi-Step
Processing of Extruded Aluminum Profiles.
ISBN 978-3-8440-3428-8

S. Hänisch: Verzugsanalyse kaltmassivumgeformter und wärmebehandelter
Bauteile.
ISBN 978-3-8440-3761-6

A. Foydl: Strangpressen partiell verstärkter Aluminiumprofile.
ISBN 978-3-8440-3875-0

A. Weinrich Mora: Das Freibiegen mit inkrementeller Spannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-4221-4

S. Cai: Tailored and double-direction pressure distributions for vaporizing-foil
Forming.
ISBN 978-3-8440-4255-9

G. Sebastiani: Erweiterung der Prozessgrenzen inkrementeller Blechumform-
verfahren mittels flexibler Werkzeuge.
ISBN 978-3-8440-4359-4

C. Pleul: Das Labor als Lehr-Lern-Umgebung in der Umformtechnik.
Entwicklungsstrategie und hochschuldidaktisches Modell.
ISBN 978-3-8440-4569-7

H. Hassan: Springback in deep drawing – Accurate prediction and reduction.
ISBN 978-3-8440-4924-4

L. Chen: An Investigation of Failure Mechanisms in Forming of Monolithic and
Composite Sheets.
ISBN 978-3-8440-5168-1

L. Hiegemann: Glatzwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-84440-5419-4

G. Georgiadis: Hot stamping of thin-walled steel components.
ISBN 978-3-8440-5435-4

S. P. Afonichev: Numerische Simulation der Umformung von
Sandwichblechen unter Berücksichtigung großer Krümmungen.
ISBN 978-3-8440-5471-2

- D. May: Globally Competent Engineers. Internationalisierung der Ingenieurausbildung am Beispiel der Produktionstechnik.
ISBN 978-3-8440-5615-0
- H. Chen: Granular medium-based tube press hardening.
ISBN 978-3-8440-5701-0
- G. Grzanic: Verfahrensentwicklung und Grundlagenuntersuchungen zum Inkrementellen Profilmformen.
ISBN 978-3-8440-5889-5
- S. Alkas Yonan: Inkrementelle Kaltumformung von Thermoplasten.
ISBN 978-3-8404-6026-3
- P. Sieczkarek: Inkrementelle Blechmassivumformung.
ISBN 978-3-8440-6118-5
- S. Ossenkemper: Verbundfließpressen in konventionellen Fließpresswerkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6175-8
- K. Isik: Modelling and characterization of damage and fracture in sheet-bulk metal forming.
ISBN 978-3-8440-6278-6
- S. Gies: Thermische Spulenverluste bei der elektromagnetischen Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-6468-1
- C. H. Löbbgen, Brüggemann: Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen.
ISBN 978-3-8440-6485-8
- J. Lueg-Althoff: Fügen von Rohren durch elektromagnetische Umformung – Magnetpulsschweißen.
ISBN 978-3-8440-6558-9
- C. Dahnke: Verbundstrangpressen adaptiver Leichtbaukomponenten aus Aluminium und Formgedächtnislegierungen.
ISBN 978-3-8440-6630-2
- O. K. Demir: New test and interpretation of electromagnetic forming limits of sheet metal.
ISBN 978-3-8440-6986-0
- M. Schwane: Entwicklung und Eigenschaften von Längspressnähten beim Aluminiumstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-6994-5

R. Meya: Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels
Druckspannungsüberlagerung.
ISBN 978-3-8440-7510-6

O. Hering: Schädigung in der Kaltmassivumformung: Entwicklung,
Auswirkungen und Kontrolle.
ISBN 978-3-8440-7525-0

H. Traphöner: Erweiterung der Anwendungsgrenzen des ebenen
Torsionsversuchs.
ISBN 978-3-8440-7737-7

O. Napierala: Tiefzieh-Verbundfließpressen: Analyse, Bauteileigenschaften
und Potentiale.
ISBN 978-3-8440-7856-5

S. Wernicke: Inkrementelle Blechmassivumformung belastungsangepasster
Funktionsbauteile.
ISBN 978-3-8440-7980-7

D. Staupendahl: 3D Profile Bending with Five Controlled Degrees of Freedom.
ISBN 978-3-8440-8006-3

S. Heibel: Schädigung und Versagensverhalten hochfester Mehrphasenstähle.
ISBN 978-3-8440-8269-2

F. Kolpak: Anisotropic Hardening in Cold Forging. Characterization,
Simulation and Consequences.
ISBN 978-3-8440-8519-8

