

**Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren
zur Herstellung von Bauteilen aus
kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten**

Vom Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Verleihung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

von

Frank Herbert Henninger
aus Frankenthal/Pfalz

Tag der mündlichen Prüfung:	11. Mai 2005
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. A. K. Schlarb
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. K. Friedrich
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. D.-H. Hellmann

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand aus meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH in den Jahren 1999 bis 2003.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Klaus Friedrich, der mir alle Möglichkeiten gab diese Arbeit durchzuführen und durch seine stets freundliche Betreuung zum Gelingen ganz wesentlich beigetragen hat.

Weiterhin bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr. Ing. D.-H. Hellmann für die Übernahme des Koreferates und Herrn Prof. Dr. Ing. Alois K. Schlarb für den Prüfungsvorsitz.

Ohne die finanzielle Unterstützung von Teilen der Arbeit durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) unter den Förderkennzeichen FR 675/23-3 und FR 675/30-1 wäre die Durchführung nicht möglich gewesen.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gilt nochmals mein Dank für die Förderung einer Kooperation mit der University of Auckland (447 NSL-113/8/0-1). Gerne denke ich an die gute Zusammenarbeit mit Prof. Debes Bhattacharyya und seinen Mitarbeitern, insbesondere Dr. Russell Dykes, zurück.

Allen Kolleginnen und Kollegen der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, deren freundliche Unterstützung die Durchführung meiner Arbeit erleichterte, gilt mein herzlichster Dank. Neben den Mitarbeitern der Abteilung 2, deren Kollegialität stets vorbildlich war, möchte ich beispielhaft die Herren T. Weick, Dipl. Ing. (FH) H.-P. Fuchs sowie Dipl. Ing. (FH) J. Lichtner erwähnen. Deren unkomplizierte Hilfe beim „Fremdgehen“ an der Wickelanlage der Abteilung 3 war stellvertretend für das hervorragende, abteilungsübergreifende Betriebsklima am IVW. Die Unterstützung durch den studentischen Mitarbeiter Herrn cand.-Ing. Armand Njonga weiß ich sehr zu schätzen.

„Last, but not least“ bedanke ich mich bei meiner Familie – allen voran meine Frau, Eltern und Schwiegermutter - für die stete Unterstützung auf privater Ebene.

Gewidmet ist diese Arbeit meiner Frau Angela.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Kurzfassung	IV
Abstract	VI
1. Einleitung	1
2. Thermoplastische Faserverbundwerkstoffe	4
2.1 Eigenschaften kontinuierlich verstärkter, thermoplastischer FKV	4
2.2 Halbzeugherstellung.....	5
2.3 Fertigungsverfahren für Bauteile	10
2.4 Markt Betrachtung und Anwendungsbeispiele.....	19
3. Ziele der Arbeit	23
4. Kombination von Faserbündelimpregnierung und Thermoplast- Wickeltechnik	25
4.1 Entwurf und Auslegung einer Anlage zur Prozesskombination	25
4.1.1 Anlagen- bzw. Verfahrensbeschreibung	25
4.1.1.1 Peripherie.....	26
4.1.1.2 Imprägnier- und Verlegekopf.....	27
4.1.2 Parameterstruktur des kombinierten Prozesses	30
4.1.3 Einstellung des Faservolumengehalts	32
4.2 Experimentelles.....	33
4.2.1 Verwendete Werkstoffe.....	33
4.2.1.1 Matrices.....	33
4.2.1.2 Fasern	36
4.2.2 Herstellung von Probekörpern	36
4.2.3 Charakterisierung der gewickelten Probekörper	37
4.2.3.1 Mechanische Prüfungen.....	37
4.2.3.1.1 Ringzugversuch.....	38
4.2.3.1.2 Schertest	40
4.2.3.2 Gravimetrische Bestimmung von Dichte und Porengehalt	43
4.2.3.3 Bestimmung des Faservolumengehalts	44

4.2.3.4	Optische Prüfungen.....	45
4.3	Ergebnisse	45
4.3.1	Versuche mit Polypropylen (PP)-Matrix	45
4.3.1.1	Einfluss der Imprägniertemperatur	46
4.3.1.2	Einfluss der Prozessgeschwindigkeit	47
4.3.1.3	Einfluss der Faserbündelspannung.....	48
4.3.1.4	Einfluss des Konsolidierungsdrucks.....	49
4.3.2	Versuche mit Polyamid 12 (PA12)-Matrix	51
4.3.2.1	Einfluss der Prozessgeschwindigkeit	51
4.3.2.2	Einfluss der Faserbündelspannung.....	52
4.3.2.3	Einfluss der Nip-Point-Temperatur	54
4.3.3	Variation des Faservolumengehalts in radialer Richtung.....	54
4.4	Diskussion der Untersuchungen	57
4.4.1	Bewertung und Interpretation der Ergebnisse.....	57
4.4.2	Abzugskräfte.....	61
4.4.3	Poröse Werkstoffe und Extruderdruck	64
4.5	Wirtschaftlichkeitsbetrachtung.....	66
4.5.1	Variable Stückkosten	68
4.5.2	Fixkostenanteil.....	69
4.5.3	Gesamte Stückkosten.....	71
4.6	Zusammenfassung und Ausblick.....	73
5.	Rollformen kontinuierlich verstärkter thermoplastischer FKV	75
5.1	Vorteile und Grenzen des Prozesses und Anwendungsbeispiele	75
5.2	Anlagentechnik zum Rollformen von thermoplastischen FKV	77
5.3	Umformverhalten und Werkzeugdesign	80
5.4	Experimentelles.....	86
5.4.1	Eingesetzte Materialien.....	86
5.4.2	Aufheizen der Organobleche	88
5.4.3	Grundlegende Umformversuche zum Rollformen.....	89
5.4.4	Herstellung von Hutprofilen.....	90
5.4.5	Qualität der rollgeformten FKV.....	91
5.4.5.1	Geometrische Toleranzen.....	91

5.4.5.2	Werkstoffcharakterisierung.....	92
5.5	Ergebnisse	93
5.5.1	Aufheiz- und Abkühlverhalten der Organobleche	93
5.5.2	Grundlegende Umformversuche	99
5.5.3	Rollformen von Hutprofilen	103
5.5.3.1	Vorversuche	103
5.5.3.2	Parameterstudie	104
5.5.3.3	Einfluss des Prozesslayouts.....	110
5.6	Diskussion	113
5.6.1	Interpretation der Ergebnisse.....	113
5.6.2	Theoretische Aspekte des Rollformens	116
5.7	Zusammenfassung und Ausblick.....	122
6.	Gesamtzusammenfassung	126
7.	Literaturverzeichnis	128
8.	Liste eigener Veröffentlichungen.....	137
9.	Liste der Studien- und Diplomarbeiten	138

Anhang

Lebenslauf

Kurzfassung

Im Rahmen dieser wurden neuartige Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten untersucht.

Prozesskombinationen aus Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik wurden in der Vergangenheit weitestgehend vernachlässigt, aufgrund der technisch schon sehr anspruchsvollen Imprägnierung einer großen Anzahl von Fasern mit einer hochviskosen Thermoplastschmelze.

In jüngerer Vergangenheit wurde jedoch eine neue Technologie entwickelt, die sogenannte Imprägnierad-Technologie, die eine hochwertige Schmelzeimpregnierung von Faservoving ermöglicht. Aufgrund der beachtlichen Imprägniergeschwindigkeit und der spezifischen Charakteristika des Prozesses, bot sich die Technologie für eine Prozesskombination mit der Wickeltechnik an. Nach Auslegung und Umsetzung des Entwurfs der Anlagentechnik, wurden umfassende Parameterstudien durchgeführt. Glasfaserverstärkte Polypropylen- und Polyamid 12-Rohrabschnitte wurden mit Prozessgeschwindigkeiten von bis zu 15 m/min hergestellt. Die gegenwärtige Begrenzung der Prozessgeschwindigkeit ist nicht durch die Imprägniergüte bedingt, sondern durch den übermäßigen Anstieg der Kräfte, die benötigt werden, um das Faserbündel von den Imprägnierwerkzeugen abzuziehen. Anlagentechnische Maßnahmen zur Entschärfung dieser Problematik und zur allgemeinen Verbesserung sowie der damit verbundenen Steigerung der Produktivität wurden vorgeschlagen. Die Wirtschaftlichkeit der Prozesskombination wurde auf Basis einer Kostenvergleichsrechnung bewertet. Die einzigartige Möglichkeit mit einer Prozesskombination den Faservolumengehalt in radialer Richtung in einem Bauteil zu variieren wurde gezeigt.

Rollformen als Verfahren zur Herstellung von Profilen mit einer großen Vielfalt von Querschnittsgeometrien aus Metallblechen hat aufgrund seiner hohen Produktivität weite Verbreitung in einer Vielzahl von Industriezweigen gefunden. Durch die Adaption dieses Verfahrens zur Verarbeitung von kontinuierlich verstärkten, thermoplastischen Faserkunststoffverbunden können lange Komponenten, die all die Vorteile dieser Materialien besitzen, auf eine effiziente Art und Weise gefertigt werden. Gewebeverstärkte GF/PP- und GF/PA66-Plattenhalbzeuge wurden erfolgreich zu Hutprofilen umgeformt, mit Prozessgeschwindigkeiten von bis zu 10 m/min. Die Fä-

higkeit teilkristalline Thermoplaste im Zustand einer unterkühlten Schmelze bei Temperaturen unter der Schmelztemperatur umzuformen wurde im Prozess gezielt ausgenutzt. Besondere Aufmerksamkeit wurde dem Werkzeugdesign gewidmet, um dem Umformverhalten kontinuierlich verstärkter Thermoplaste Rechnung zu tragen. Die Qualität der Profile wurde maßgeblich von der Zustelltemperatur der Halbzeuge in den ersten Rollenstand sowie der Austrittstemperatur aus dem Prozess beeinflusst. Das Temperaturprofil des Materials während der Verarbeitung und das Prozesslayout müssen als Funktion von Verarbeitungsgeschwindigkeit und Materialeigenschaften aufeinander abgestimmt werden, um Profile hoher Qualität herzustellen. Die Komplexität und die Schwierigkeiten eines theoretischen Ansatzes zur Beschreibung des Prozesses wurden angesprochen, aber auch auf die Notwendigkeit eines solchen zur Weiterentwicklung des Verfahrens wurde hingewiesen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein einfaches FE-Modell zur Simulation des Stempelumformens eines Organoblechs zu einem Hutprofil entwickelt. Trotz des unterschiedlichen Formgebungsprozesses konnten einige allgemeine Erkenntnisse gewonnen werden, die auch für den Rollformprozess von Bedeutung sind.

Einige anlagentechnische Maßnahmen zur Steigerung der Produktqualität im Rahmen zukünftiger Arbeiten wurden vorgeschlagen.

Abstract

In the scope of this work, studies on novel processing routines for continuous fibre reinforced thermoplastic composites were conducted, in order to contribute to the further development of this fairly new class of materials.

Process combinations of filament winding with online-impregnation of fibre bundles have previously been widely neglected, due to the technical difficulties of impregnating a large number of slender filaments with a highly viscous thermoplastic melt.

Recently a new melt impregnation technology, called impregnation wheel, has been developed which allows to produce high quality impregnated tapes or tows at considerable speeds. Due to the specific characteristics of the technology it offered itself to be adopted for a process combination with filament winding. After the conception and design of the process technology, a comprehensive study of process parameters was conducted. Circular glass fibre reinforced PP and PA12 tubes were produced as a sample component with processing speeds of up to 15 m/min. The present limitation in winding speed is not attributed to impregnation problems but to an excessive rise in force required to pull the fibre tow off the impregnation device. Measures for process improvement and increase in productivity were proposed. The operating profitability of the novel was assessed by a rough cost comparison calculation. Besides, the unique possibility to alternate the fibre volume content within a component was demonstrated.

Roll forming as a production route to produce a large variety of profiles from sheet metal has found widespread use in many industries due to its high productivity. By adopting this technology to be used with thermoplastic matrix composites, long components which possess all the performance advantages inherent to these materials can be formed in an efficient manner. Textile reinforced composite sheet materials, GF/PP and GF/PA66, were successfully formed into top-hat sections with process speeds of up to 10 m/min. The ability of crystalline thermoplastics to be formed below melting temperature upon cooling from the melt was exploited. Special attention has been given to the tool design with respect to the forming behaviour of continuous fibre reinforced composites. Quality of the profiles was primarily affected by the inlet temperature of the sheet into the first roll station and the exit temperature from the last one. The temperature profile and the process layout had to be modulated to each

other as a function of process speed and material properties in order to produce profiles of high quality. The complexity but also the future necessity of a theoretical approach to press ahead with the roll forming of continuous fibre reinforced thermoplastic composites is pointed out to. Here, only a simplified FE-model to simulate stamp forming of a laminate into a top-hat section was developed. In spite of the differences in the shaping processes, some general results were achieved which are also meaningful for roll forming of continuous fibre reinforced thermoplastic sheet materials.

Both processes have a large potential for further development, and a number of indications for enhancement of the technology were given.

1. Einleitung

Historisch betrachtet waren es metallische Werkstoffe, die während der letzten Jahrhunderte die meisten Ingenieurleistungen überhaupt erst ermöglichten und damit die Grundlage für die Industrialisierung der Gesellschaft und den technologischen Fortschritt im Maschinen- und Anlagenbau darstellten.

Die Dominanz und Überlegenheit von Stahl und anderen metallischen Konstruktionswerkstoffen war bis in die zweite Hälfte des letzten Jahrhunderts unangefochten, bis durch die fortschreitende Entwicklung von synthetischen Materialien, insbesondere Polymere und darauf folgend auch deren Verbundwerkstoffe, diese alternativen Werkstoffe an Bedeutung gewannen [1].

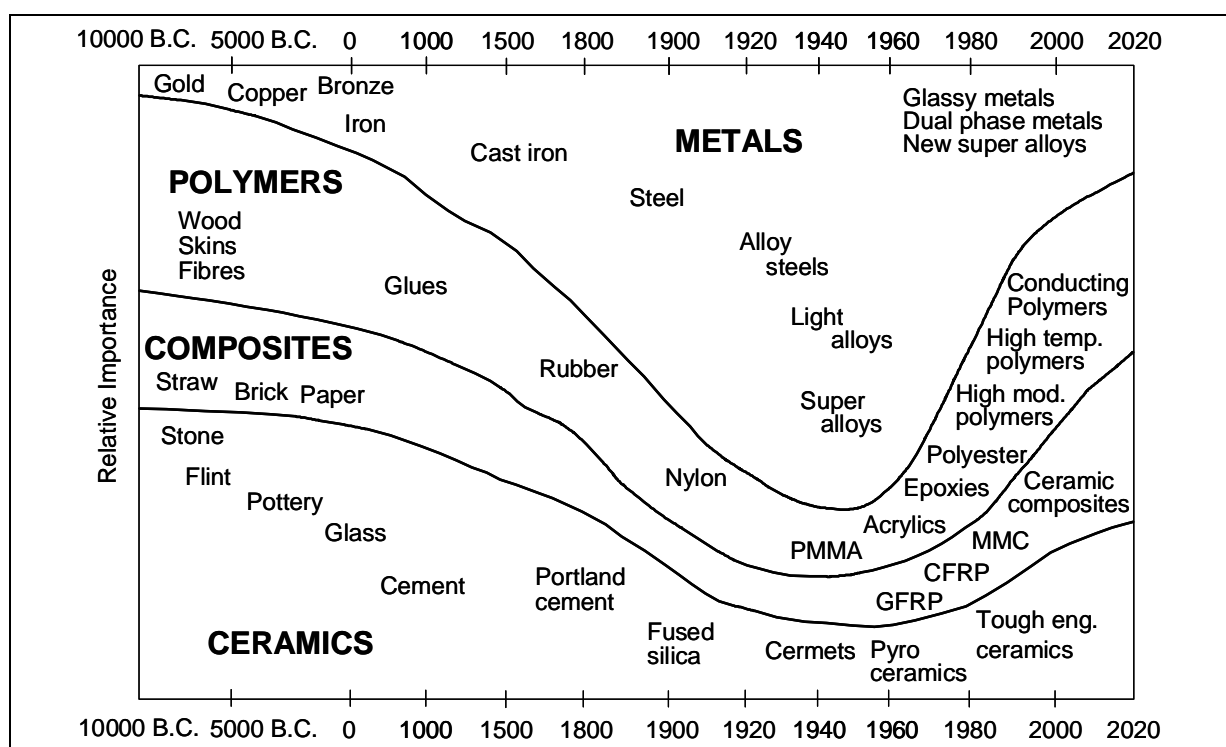


Bild 1.1: Schematische Darstellung der Evolution von verschiedenen Materialien und deren relative Bedeutung für die Menschheit [1]

Das Konzept, zwei Materialien miteinander zu verbinden, um einen Werkstoff mit verbesserten Eigenschaften zu erhalten, ist nicht neu. Eine der ältesten Anwendungen - ab etwa 3000 v. Chr. in Ägypten - ist die Verstärkung von Lehm (Nilschlamm) mit Stroh bei der Herstellung von Ziegeln für den Häuserbau, ein Verfahren um die (Bruch-)Festigkeit dieses sonnengetrockneten Baustoffes zu erhöhen, das von Bauern entlang des Nils und verschiedenen Entwicklungsländern teilweise noch bis heu-

te verwendet wird [1].

Verbundwerkstoffe können als Materialien definiert werden, die aus mindestens zwei voneinander deutlich abgrenzbaren und mechanisch trennbaren Komponenten bestehen, und deren kontrollierte Anordnung zueinander ein Zusammenwirken der unterschiedlichen Phasen ermöglicht um gewünschte Eigenschaftsprofile zu erzielen, die denen der einzelnen Komponenten überlegen sind [2,3].

Letztlich ist der Begriff Verbundwerkstoff jedoch nicht eindeutig definierbar; zu vielfältig sind die Kombinationsmöglichkeiten hinsichtlich der Zusammensetzung aus den Grundkomponenten Metallen, Polymeren und Keramiken, der Form und Größe der Komponenten, sowie der Anordnung der Phasen zueinander. Erschwert wird die Einordnung durch fließende Grenzen zu Mikrostrukturen in Werkstoffen, insbesondere aber auch zu den Werkstoffverbunden in Bauteilen [3].

Åström [4] weist darauf hin, dass die fortschrittlichsten Konstruktionswerkstoffe heutzutage zweifelsfrei künstliche Verbundwerkstoffe (mit polymerer Matrix) sind, die – lässt man die Kosten aus der Betrachtung heraus – alle anderen Materialien in den meisten Eigenschaften außer der Temperaturbeständigkeit übertreffen können.

Unter der Vielzahl vorteilhafter Kombinationen von Matrix und Verstärkung aus den oben genannten Grundkomponenten hat keine solch breites Interesse hervorgerufen wie die Gruppe der faserverstärkten Kunststoffe, die bereits seit Jahren eingesetzt und untersucht wird.

Ein wesentliches Merkmal von Faser-Kunststoffverbunden (FKV) sind die im Vergleich zu isotropen Metallen hohen Festig- und Steifigkeiten in Verbindung mit einer geringen Dichte, die das Leichtbaupotential dieser Werkstoffklasse begründen. Durch die Faserlänge (Kurz-, Lang-, kontinuierliche Fasern), deren Gehalt, die Anordnung (Gewebe, Gestricke, Gelege, unidirektionale Fasern, Matten), den Fasertyp (Natur-, Glas-, Aramid-, Kohlenstofffasern) sowie auch der Auswahl des Matrixsystems können Bauteile beanspruchungsgerecht ausgelegt werden. Somit kann die Masse einer Struktur oder eines Bauteils durch gezieltes Ausnutzen anisotroper Eigenschaften reduziert werden und die sogenannte spezifische Festig- bzw. Steifigkeit der Anwendung angepasst werden.

Weitere Vorteile von FKV sind Chemikalien- und Korrosionsbeständigkeit, gute Dämpfungseigenschaften, günstiges Ermüdungsverhalten, hohes Energieabsorb-

tionsvermögen sowie einstellbare elektrische und thermische Eigenschaften. Die Möglichkeit eines hohen Integrationsgrads von Funktionen und Komponenten kann zu einer reduzierten Teilezahl in einer Struktur führen und dadurch die Wirtschaftlichkeit der Fertigung erhöhen [5-8].

Während unverstärkte und kurzfaserverstärkte Kunststoffe auf Bauteile beschränkt sind, die bestenfalls mäßigen Belastungen standzuhalten haben, kann mit zunehmender Faserlänge das mechanische Eigenschaftsniveau von Verbundwerkstoffen gesteigert werden - bis hin zu FKV mit hochgradig orientierten kontinuierlichen Fasern, die in der Lage sind, mit Metallen als Konstruktionswerkstoff für Strukturbauteile zu konkurrieren [9].

Duroplastische Systeme, also in einem chemischen Prozess vernetzende Kunststoffe beherrschen immer noch diesen Markt.

Thermoplaste hingegen sind durch Temperatur und Druck innerhalb kurzer Zykluszeiten formbar, wodurch ihre Dominanz bei compoundierten kurzfaserverstärkten Spritzgussgranulaten begründet ist. Sie besitzen ein Potential für Automatisierung und Massenproduktion, was ein großes Interesse an der Verfügbarkeit von diesen Kunststoffen mit kontinuierlicher Faserverstärkung hervorgerufen hat, um die Breite der Anwendungsfelder für FKV-Strukturbauteile erweitern zu können. Seit etwa 20 Jahren werden daher bereits große Anstrengungen unternommen, geeignete, kostengünstige Herstellungs- und Verarbeitungsverfahren zu entwickeln, deren Produktionsergebnisse hinsichtlich Eigenschaften und Qualität vorhersehbar und reproduzierbar sind [9-12].

An diese Thematik knüpfen die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit an und leisten einen Beitrag zur Entwicklung neuartiger Herstellungsverfahren für Bauteile aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten.

2. Thermoplastische Faserverbundwerkstoffe

2.1 Eigenschaften kontinuierlich verstärkter, thermoplastischer FKV

Während die Faserverstärkung die erreichbaren mechanischen Eigenschaften weitestgehend vorbestimmt, erfüllt das Matrix-System eines FKV weitere wichtige Funktionen wie die lokale Fixierung der Fasern sowie Schutz der Fasern gegen Beschädigung und gewährleistet den Lasttransfer zwischen den Fasern. Die Beständigkeit gegen Umwelteinflüsse und chemische Medien, die Zähigkeit und Verarbeitungsbedingungen sind in hohem Maß von dem verwendeten Kunststoff abhängig. Daher ist auch die Auswahl eines Matrixwerkstoffes von der Anwendung abhängig, aber ebenso von wirtschaftlichen Aspekten [5,8].

Die bis heute anhaltende Dominanz von Duromeren bei FKV mit kontinuierlicher Verstärkung ist eng verbunden mit der niedrigen Viskosität der Harze, die eine relativ einfache Imprägnierung der Fasern ermöglicht, der guten Faser-Matrix-Anbindung und guten mechanischen Eigenschaften. Das große Interesse an Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix ergab sich zum einen insbesondere aus den hohen Verarbeitungskosten verursacht durch den Anteil manueller Arbeitsgängen und langen Zykluszeiten zur Aushärtung der duroplastischen Matrices, die die Vielfalt möglicher FKV-Bauteile aus wirtschaftlicher Sicht einschränkt. Zum anderen schürte die Sprödigkeit Bedenken hinsichtlich von Schadenstoleranz im Impactfall [11-14].

Durch die (Weiter-)Entwicklung von Duromeren konnte insbesondere der zweite Nachteil zum Teil entschärft werden, bei den erreichbaren Zykluszeiten aufgrund des Wegfallens von zeitintensiven chemischen Aushärtereaktionen und dem potentiellen Grad der Automatisierung (Großserientauglichkeit) bieten sich thermoplastische Matrices an. Weitere Eigenschaften von thermoplastischen FKV sind erhöhte (Schlag-)Zähigkeit und größere Schadenstoleranz, hohes Energieaufnahmevermögen, unbegrenzte Lagerfähigkeit bei Raumtemperatur, höhere Einsatztemperaturen mit bestimmten Polymeren. Die thermische Formgebung erfordert hohe Temperaturen, ermöglicht aber auch wiederholtes Umformen, Schweißbarkeit von Teilen und einfachere Reparatur [10-15]. In den letzten Jahren haben auch Umweltaspekte an Bedeutung gewonnen. Die Emissionen bei der Verarbeitung von Thermoplasten sind deutlich geringer als bei der chemischen Vernetzung von Duromeren. Nach Ende der Lebensdauer bestehen im Vergleich zu Duromeren einfachere Möglichkeiten der Re-

cyclierbarkeit, z.B. als kurzfaserverstärktes Spritzgießgranulat nach dem Schreddern von kontinuierlich verstärkten Faserverbundwerkstoffen (FVW) [14,16-18].

2.2 Halbzeugherstellung

Cogswell [8] hat die Problematik der Imprägnierung eines Hochleistungsverbundwerkstoffs mit einem Faservolumengehalt von 60% in einem anschaulichen Vergleich verdeutlicht. Ausgehend von Kohlenstofffasern mit einem Durchmesser von ca. 7 μm hat man in einem FVW-Volumen von der Größe eines Fingerhuts eine Gesamtfaserlänge von 160 km und eine Oberfläche von der Größe eines Esszimmertisches. Diese Oberfläche muss möglichst vollständig mit dem Kunststoff benetzt, sprich die Fasern imprägniert werden, ohne die einzelne bruchempfindliche Faser zu beschädigen, um einen qualitativ hochwertigen FVW zu erhalten, und um das jeweilige mechanische Eigenschaftsniveau voll ausnutzen zu können.

Gegenüber der Viskosität unvernetzter duromerer Systeme ist die Schmelzeviskosität von Thermoplasten häufig um zwei Größenordnungen höher [4, 19]. Ein (erzwungenes) Fließen der Matrix über größere Strecken, wie z. B. beim RTM-Verfahren für kontinuierlich verstärkte duromere FVW ist nicht realisierbar. Schon die Imprägnierung einzelner Faserbündel mit einem Thermoplasten gestaltet sich schwierig und bedarf spezieller Prozesse. In aller Regel werden bei der Herstellung von Komponenten aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten Halbzeuge verwendet, um den technisch schwierigen Schritt der Imprägnierung von dem der Formgebung zu trennen [20]. Bei der Herstellung solcher Halbzeuge werden zwei unterschiedliche Ansätze verfolgt, wobei man vollständig imprägnierte und häufig als semi-imprägnierte bezeichnete Halbzeuge unterscheidet. Im Fall der vollständig imprägnierten Halbzeuge liegt bereits ein konsolidierter Verbundwerkstoff vor, d.h. idealerweise sind alle Fasern vollständig mit Thermoplast benetzt, ohne dass Poren im Werkstoff vorliegen. Je nach sich anschließendem Fertigungsverfahren kann gegebenenfalls nur noch ein oberflächliches Anschmelzen und Konsolidieren mit anderen Lagen erforderlich sein [8-11, 21]. Bei der Strategie semi-imprägnierte Halbzeuge einzusetzen, bringt man die Faserstruktur und Matrix derart in einer Form zusammen, dass die Fließwege zur Imprägnierung der Faserstruktur in weiteren Prozessschritten deutlich verkürzt sind [20,22]. Die Bezeichnung als semi-imprägnierte Halbzeuge ist insofern etwas missverständlich, als dass vor der, häufig bei der Formge-

bung des Bauteils stattfindenden, Imprägnierung überhaupt noch keine Grenzfläche ausgebildet ist – die Komponenten liegen lediglich in relativer räumlicher Nähe zueinander vor und stellen daher auch kein Prepreg-Material im eigentlichen Wortsinn von „preimpregnated“ dar. Im Sprachgebrauch wird „Prepreg“ daher allgemeiner als Materialform verstanden, bei der Fasern und Matrix derart aufbereitet wurden, die die anschließende Herstellung von Bauteilen erleichtert.

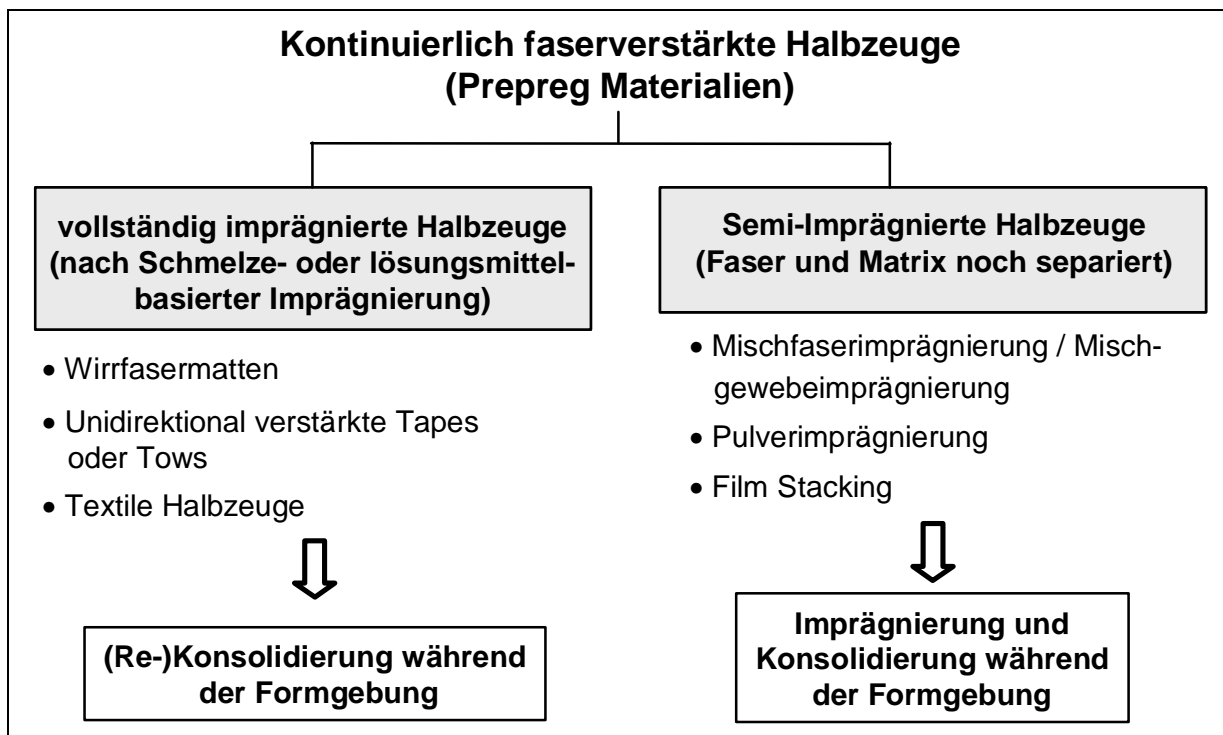


Bild 2.1: Imprägniertechniken für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste

Die Fähigkeit, thermoplastische Matrices zu dünnen Fäden zu spinnen, hat zu der Entwicklung einer Halbzeugform geführt, in der die Polymer- und Verstärkungsfasern zu Faserbündeln (Hybridgarn) homogen vermischt werden. Die Idee der *Mischfaserbündel* besteht darin, die unterschiedlichen Fasertypen mit möglichst gleichem Durchmesser unmittelbar nebeneinander liegen zu haben und so eine gleichmäßige Verteilung von Verstärkungskomponente und Matrixmaterial zu erreichen. Durch kurze Fließwege bei der Imprägnierung kann so eine gute Filamentbenetzung erzielt werden [22-24]. Ein Vorteil der Mischfaserbündel ist, dass diese wie Bündel von Verstärkungsfasern zu textilen Strukturen, beispielsweise Hybridgarngeweben, weiterverarbeitet werden können. Eine ähnliche Halbzeugform stellen die Hybridgewebe dar, bei der die Kette beispielsweise aus Verstärkungsfasern und der Schuss aus Thermoplastfasern aufgebaut ist [24,25].

Bei der *Pulverimprägnierung* liegt, wie der Name schon besagt, das Polymer als feines Pulver vor, vorzugsweise in einer Partikelgröße, die dem Faserdurchmesser nahe kommt, um eine möglichst gleichmäßige Verteilung in und auf einem Faserbündel erreichen zu können. Zur Erreichung dieses Ziels werden die Faserbündel aufgespreizt und z.B. durch ein Wirbelbett, häufig unterstützt durch elektrostatische Ladung für bessere Haftung der Partikel, oder auch durch eine Dispersion mit dem Pulver geführt. Um natürlichen Problemen beim Handling und Transport wie Pulververlust und Segregation von Fasern und Pulver vorzubeugen, werden oft ein Anschmelzen der Matrix für eine dauerhafte Fixierung der Partikel oder gar eine vollständige Imprägnierung in einer Düse nachgeschaltet [26-29].

Lagen von Verstärkungsfasern, entweder als unidirektional angeordnete Bänder oder flächige Textilarchitekturen (Gewebe, Gestricke, Gelege) werden bei der *Folienimprägnierung (Film Stacking)* zwischen Polymerfolien angeordnet. Dieser Stapel kann als Prepreg bezeichnet werden, da das Polymer als Folie aufbereitet wurde, um durch die alternierende Anordnung mit den Lagen der Faserstruktur die Fließwege bei der Imprägnierung und Konsolidierung zu einem Laminat zu verkürzen. Film Stacking ist die Standardtechnologie um sogenannte Organobleche, vollständig imprägnierte, kontinuierlich verstärkte thermoplastische FVW-Plattenhalbzeuge durch Wärme und Druck herzustellen. Dies kann auf statischen Pressensystemen, semi-kontinuierlich auf Intervallheisspressen oder kontinuierlich auf Doppelbandpressen erfolgen [30-33].

Die Viskosität der Schmelze eines ausgewählten Thermoplasten ist hauptsächlich abhängig von der Temperatur und der Schergeschwindigkeit [8]. Die naheliegendste Maßnahme, um eine hochviskose Flüssigkeit in ein dicht gepacktes Faserbündel zu zwingen, ist, bei möglichst hoher Schmelztemperatur Druck aufzubringen. Diese Möglichkeiten werden jedoch eingeschränkt, einerseits durch Polymerabbau bei zu hohen Temperaturen und Verweilzeiten, andererseits werden durch Druckbeaufschlagung die Fasern auch zusammengedrückt, wodurch sich die Permeabilität der Faserstruktur entscheidend verringern kann. Die Schmelze fließt stets entlang des Weges des geringsten Widerstands und deshalb werden lokale Bereiche mit einer hohen Packungsdichte an Fasern dann nur unter Schwierigkeiten getränkt, während „überschüssige“ Schmelze schon an den Rändern der Faserstruktur auszutreten versucht. Zu hoher aufgebrachter Druck kann außerdem auch die bruchanfälligen ein-

zelen Fasern schädigen, insbesondere in einem Gewebe, in dem sich die Faserbündel überkreuzen. Zur Erreichung einer hohen Imprägniergüte beim Film Stacking bedarf es einmal hoher Drücke aber auch recht langer Zeiten, um die Penetration der hochviskosen Schmelze in die winzigen Zwischenräume der dicht gepackten Faserstruktur zu gewährleisten.

Als Alternative zur Verwendung von Polymerfolien in der Film-Stacking-Technik wurde an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH eine Pulver-Prepregtechnologie entwickelt und untersucht, bei der flächige Textilarchitekturen ein- bzw. zweiseitig beschichtet werden können. Die Anhaftung wird durch ein Anschmelzen erreicht, bei dem allerdings keine Imprägnierung stattfindet, lediglich die makroskopischen Zwischenräume des Textils können teilweise gefüllt werden. Die Weiterverarbeitung zu einem vollständig imprägnierten und konsolidierten FVW erfolgt dann analog zum Film Stacking. [32,34,35]

Zu den vollständig imprägnierten Halbzeugen gehören auch Wirrfasermatten und textil verstärkte Halbzeuge, die aber wiederum auch die imprägnierte Form eines ursprünglich semi-imprägnierten Halbzeuges darstellen können, bei dem die Prozesse der Formgebung von der Imprägnierung getrennt wurden. Bei allen semi-imprägnierten Halbzeugen erfolgt die Imprägnierung durch Einbringen von Wärme und die Erzeugung eines Drucks, um die schmelzflüssige Matrix zur Benetzung der Fasern und Schließen der Zwischenräume zu zwingen. Es gibt aber auch Prozesse, die es erlauben Faserbündel ohne den „Umweg“ der Aufbereitung der Matrix zu einem Zwischenprodukt, also in nur einem Prozessschritt, direkt mit einer Polymer-schmelze zu imprägnieren. Es ist bei diesem Prozesstyp keine Vorbehandlung der Matrix wie Pulverisieren, Verspinnen oder Folienextrusion notwendig.

Im Prinzip der einfachste Weg ist, Faserbündel durch ein Schmelzebad zu ziehen, jedoch wird man dadurch nur eine oberflächliche Beschichtung erzielen, wie weiter oben hinreichend beschriebenen ist. Aus diesem Grund werden im Bad z.B. mehrere Umlenkpins angeordnet über die das Faserbündel unter Spannung wechselseitig abgezogen wird. Dadurch erreicht man eine Aufspreizung des Bündels und vor den Pins stellt sich ein Druckkeil ein, der eine transversale Durchdringung der Filamente sicherstellen soll. Bei einer weiteren Technik werden Faserbündel z.B über mehrere quergeschlitzte Düsen umgelenkt, durch die die Schmelze unter Druck in die Faser-

bündel eingespritzt wird. Da am Ende der Schmelzimpregniervorgang eine Kalibrierdüse angebracht ist, werden diese Imprägnierverfahren und ihre Varianten auch als *Schmelzextrusion* bezeichnet [36-40].

Ein alternatives Verfahren zur Schmelzeimprägnierung von Faserrovings wurde an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH entwickelt [41-44]. Diese Imprägniertechnik beruht auf dem Prinzip der homogenen Matrixpenetration bei der Durchflutung zweier permeabler Medien, die aufeinander liegen. Um diesen Kontakt sicherzustellen, wird das aufgespreizte Faserbündel über ein seitlich eingefasstes Sintermetallrad mit erheblich niedrigerer Permeabilität als das Faserbündel gezogen, durch welches von Innen die Matrix gefördert wird.

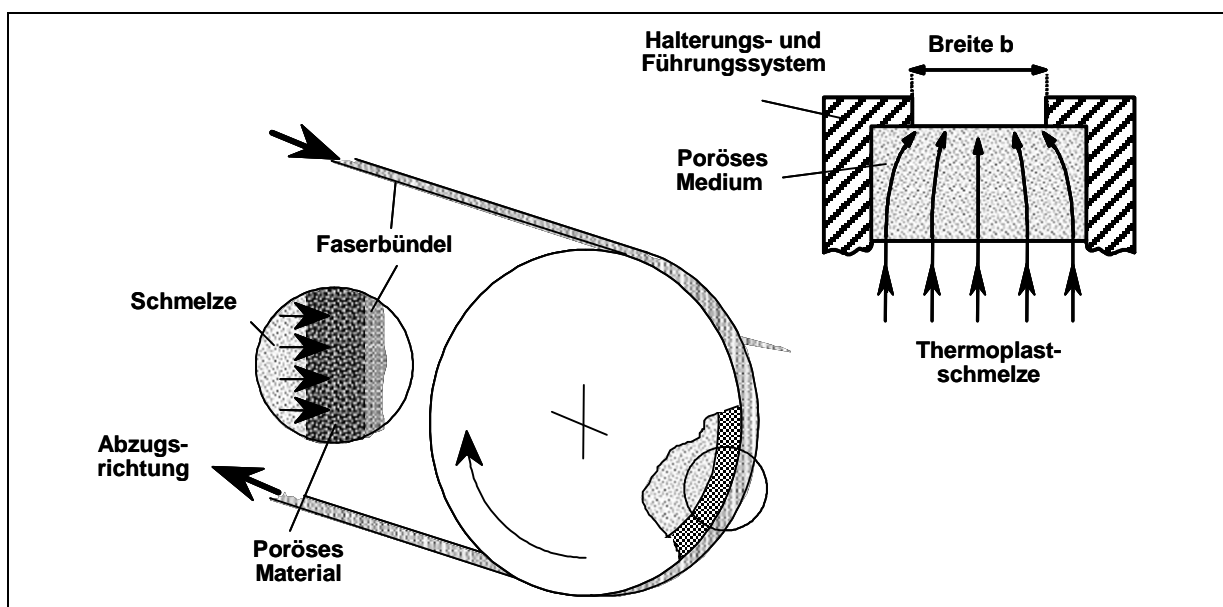


Bild 2.2: Schema der Imprägnierad-Technologie [nach 41-44]

Bei dieser Durchdringung bildet sich in radialer Richtung eine konstante Fließfront aus. Aufgrund der geringen Permeabilität des Sintermetalls und der unter gleichmäßiger Druckverteilung aus vielen Poren nachströmender Matrix kann diese beim Eindringen in das Faserbündel nur schwer querfließen und sich so seinen Weg durch Bereiche mit niedrigeren Fließwiderständen bahnen. Durch das anstehende transversale Druckgefälle und die mangelnde Fähigkeit seitlich auszuweichen, müssen zwangsläufig auch die in einem aufgefächerten Faserbündel immer vorhandenen Bereiche mit Faseragglomerationen von der Schmelze imprägniert werden. Es konnte nachgewiesen werden, dass mit der sogenannten *Imprägnierad-Technologie* qualitativ sehr hochwertige Bändchenhalbzeuge gefertigt werden können. Die konstruktiv

bedingte, sich positiv auswirkende, vergleichsweise lange Imprägnierzeit erlaubt die Realisierung recht hoher Imprägniergeschwindigkeiten.

Eine Möglichkeit der starken Viskositätsherabsetzung und dadurch erleichterten Penetration der Verstärkungsstrukturen ist durch die Verwendung von Polymerlösungen gegeben (*Lösungsmittelimprägnierung*). Dieses Verfahren ist in erster Linie für amorphe Thermoplaste anwendbar, da viele technische Thermoplaste teilkristallin und nur schwer lösbar sind. Gewebeprepreps mit PEI als Matrixwerkstoff werden von der Firma Ten Cate Advanced Composites B.V., Niederlande, angeboten. Nachteilig ist die Gefahr des Verbleibs von Lösungsmittelresten im Bauteil mit negativen Folgen für die FVW-Qualität. Aus heutiger Sicht problematisch ist die Umweltverträglichkeit, da ein hoher technischer Aufwand betrieben werden muss, um die Freisetzung schädlicher Emissionen an die Umgebung zu verhindern [45,46].

Vollständig imprägnierte Fasern bzw. Faserbündel sind eine Voraussetzung für einen porenfreien FVW, jedoch keine hinreichende Bedingung. In allen Prozessketten zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich verstärkten FKV, in der Regel bestehend aus Halbzeugherstellung und Formgebung sind immer die Prozessschritte Imprägnierung, Konsolidierung und Solidifikation mindestens einmal zu durchlaufen.

2.3 Fertigungsverfahren für Bauteile

Fertigungsverfahren führen die Komponenten Matrix und Faserstruktur über in Verbundwerkstoffbauteile der gewünschten Geometrie, in der Regel unter Verwendung der vorher beschriebenen Halbzeugformen.

Nachfolgend sind einige der gebräuchlichsten oder untersuchten Verfahren kurz beschrieben. Auch aufgrund der großen Anzahl von Prozessvarianten und der teilweise fließenden Übergänge zwischen einzelnen Verfahren kann eine solche Darstellung nur einen ersten Überblick über die Herstellung von thermoplastischen FVW mit kontinuierlicher Verstärkung geben.

Die *Pultrusion* ist ein kontinuierlich arbeitendes Fertigungsverfahren zur Herstellung von Profilen mit einem konstanten Querschnitt. Durch eine Prozesskombination mit vorangehendem Flechten ist auch eine nicht ausschließlich axiale Verstärkung der Profile möglich [47,48].

Bei der Thermoplast-Pultrusion werden vollständig oder auch semi-imprägnierte Halbzeugstränge zunächst vorgeheizt und durch eine Anordnung von Düsen gezogen, deren Querschnittsform sich allmählich zu der Geometrie des herzustellenden Profils verjüngt. Die erste(n) Düse(n) sind beheizt, um eine Imprägnierung und Konsolidierung zu erreichen, eine definierte Abkühlung erfolgt gewöhnlich in der letzten Düse. Die Pultrusion wird primär immer noch mit duromeren Systemen in Verbindung gebracht, da diese Pultrudate bereits am Markt etabliert sind, für thermoplastische Pultrusionsprofile hingegen gibt es deutlich weniger industrielle Anwendungen.

Trotz des Wegfalls des Aushärteschritts konnten bei der Thermoplast-Pultrusion noch nicht die antizipierten Vorteile bei der Abzugsgeschwindigkeit realisiert werden. Insbesondere bei Verwendung von semi-imprägnierten Halbzeugen besteht ein Spannungsfeld zwischen sich einstellendem Druckprofil in den Düsen, erforderlicher Zeit zur Imprägnierung und sich einstellender Abzugskräfte, die zum Bruch von Fasern oder gar dem Abreißen des Pultrudats führen können [47-51].

Die *Wickeltechnik* gehört zu den ältesten und am weitest verbreiteten Fertigungsverfahren für Kunststoffe mit kontinuierlicher Faserverstärkung und hat ihren Ursprung und immer noch größte Verwendung mit duromeren Matrixwerkstoffen. Die im Vergleich zu manch anderem Verfahren einfache Anlagentechnik und die hohe Produktivität erlauben die wirtschaftliche Fertigung von in der Regel rotationssymmetrischen Bauteilen wie Druckbehältern, Reaktorkesseln, Rohrleitungen, Tanks, Tragarmen oder Antriebswellen zur Drehmomentübertragung [5,52-54].

Bei der Duomer-Wickeltechnik wird das Faserbündel in einem Harzbad getränkt, daher auch die Bezeichnung Naßwickeltechnik, und anschließend auf einen Dorn gewickelt. Im Vergleich zu den vermehrt zum Einsatz kommenden thermoplastischen Matrices ist eine Aushärtung im Ofen oder Autoklaven erforderlich, jedoch müssen keine Halbzeuge wie Tapes, pulverimprägnierte Faserbündel oder Mischfaserbündel als Rohstoff verwendet werden [53]. Bei der Thermoplast-Wickeltechnik werden die Halbzeuge durch Rotation des Wickelkerns von einer Vorratsspule abgezogen und unter Druck und Temperatur auf den Kern gewickelt. In der Regel werden Vorheiz-einrichtungen und Einheiten zur Führung und Regelung der Spannung des Halbzeuges zwischen Spule und Wickelkopf eingesetzt. Mittels einer fokussierten Wärmequelle mit hoher Leistung, dem Hauptheizungssystem, wird im Ablegepunkt das Halbzeug und bereits abgelegte Lagen über Schmelztemperatur der Matrix erwärmt

und verschweißt. Spätestens hier findet auch die gegebenenfalls erforderliche Imprägnierung bei Verwendung semi-imprägnierter Halbzeuge statt. Die Druckerzeugung im Ablegepunkt erfolgt zwar auch durch die Spannung im Halbzeug, muss aber in der Regel durch eine Anpressrolle oder einen Gleitschuh unterstützt werden. Als Hauptheizungs-systeme kommen Infrarotstrahler, offene Flammen oder auch Laser zum Einsatz. Durch das lokale Aufschmelzen und die anschließende In-situ-Konsolidierung eröffnet sich die Möglichkeit, nicht nur geodätisch abzulegen, sondern auch z.B. konkave Geometrien zu realisieren. Neben Wickelkernen, von denen das Bauteil nach Fertigstellung durch Auspressen wieder getrennt wird, kommen bei der (Thermoplast-)Wickeltechnik auch „verlorene“, häufig polymere Kerne zum Einsatz, sogenannte Liner, die z.B. als Diffusionsbarriere ein integraler Bestandteil des Bauteils darstellen [52-55].

Unter Verwendung von mechanisch hochbelastbaren, vollständig imprägnierten Tapes können weiterhin hohe Vorspannungen aufgebracht werden, um gezielt Eigenspannungen in Bauteilen zu erzeugen, die die Belastbarkeit erhöhen können [56].

Aufgrund der weiter oben beschriebenen Schwierigkeiten einer vollständigen, hochwertigen Imprägnierung von Faserbündeln mit thermoplastischen Matrices fanden kombinierte Imprägnier- und Wickelverfahren in der Vergangenheit wenig Beachtung. Zum einen sind Imprägnierverfahren auf Schmelzepultrusionsbasis aufgrund von erforderlichem Bauraum und Gewicht nicht grundsätzlich geeignet mit handelsüblichen (CNC-) Wickelmaschinen gekoppelt zu werden. Zum anderen arbeiten technologisch anspruchsvolle Imprägnierprozesse kontinuierlich ohne Änderung einflussreicher Parameter wie Imprägniergeschwindigkeit, Faservolumengehalt oder Faserbündelspannung. Der Wickelprozess demgegenüber verlangt die Variation von a) örtlichen Ablegegeometrien einschließlich dazugehöriger b) komplizierter Schwenkbewegungen (räumliche Flexibilität) und c) der Ablegegeschwindigkeiten bei gleichbleibend hoher (Halbzeug-)Imprägniergüte. Als Beispiel hierfür sei die Umwicklung von Domkappen bei der Druckbehälterfertigung genannt, oder aber auch einfach der Maschinenstillstand beim Wechseln des Wickelkern nach Fertigstellung eines Bauteils.

Für semi-imprägnierte Faserbündel wird in [57] ein Verfahren beschrieben, bei dem Faserbündel mit pulverförmiger Matrix in Verbindung gebracht, in einer beheizten Düse konsolidiert und unter Nutzung einer Anpressrolle direkt anschließend verwi-

ckelt werden. Neben der geringen Verarbeitungsgeschwindigkeit von lediglich 0,7 m/min sind weitere technologische Einschränkungen in Kauf zu nehmen.

Christen [58] hat ein Verfahren vorgestellt, bei dem die Faserbündel in einen Thermoplastfilm gezogen und dadurch imprägniert werden, der unmittelbar zuvor auf den Wickelkern extrudiert wurde.

In Kapitel 4 der vorliegenden Arbeit wird die weiter oben beschriebene Imprägnier- rad-Technologie zur Faserbündel- imprägnierung für eine Prozesskombination mit der Wickeltechnik angepasst. Dadurch soll es möglich werden, erstens gezielte Werkstoffanpassungen durch graduelle Faservolumengehaltsänderungen während des Fertigungsprozesses zu realisieren, was derzeit unmöglich ist, und zweitens gleichzeitig die Fertigungskosten insgesamt durch den Verzicht auf die Verwendung von teuren Halbzeugen zu senken.

Eines weiteres Ablegeverfahren neben der Wickeltechnik ist das *Tapelegen*, bei dem vollständig imprägnierte, unidirektionale Tapes auf ebenen oder gekrümmten Fertigungsmitteln abgelegt werden, um häufig sehr große, flächige Bauteile, z. B. Flugzeugrumpfstrukturen, herzustellen. Durch das richtungs- und positionsvariable Ablegen mit einem Verlegekopf, der an einem programmgesteuerten Portalsystem oder Industrieroboter geführt wird, können Bauteile funktions- und beanspruchungsgerecht mit definierter Laminatdicke gefertigt werden. Die Tapes werden von einer Vorratsspule abgezogen, jedoch ist im Gegensatz zur Wickeltechnik ein in den Verlegekopf integrierter Bandvorschubmechanismus erforderlich. Des Weiteren sorgt eine Schneidvorrichtung für die notwendige Trennung des Tapes am Ende einer Bahn [55,59,60].

Das *Thermoformen von Organoblechen* gehört zu den Pressverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus FKV. Im Gegensatz zu den Fließpressverfahren für GMT und LFT, erfolgt beim Thermoformen die dreidimensionale Formgebung durch die Drapierung der Verstärkungsstruktur, sehr häufig Gewebe. Aufgrund der kontinuierlichen Faserverstärkung werden deutlich höhere mechanische Bauteileigenschaften erreicht, jedoch auf Kosten der realisierbaren Formteilkomplexität, die durch die sphärische Verformbarkeit der textilen Verstärkungsstruktur ohne Faltenbildung limitiert ist. Verrippungen z.B. sind nur in einem sehr begrenzten Umfang darstellbar [61-64].

Aufgrund der Vielzahl von Verfahren und insbesondere Varianten kann nur eine sehr kurze Darstellung einiger wichtiger Prozesse, die in Gebrauch sind oder auf Interesse stoßen und gerade untersucht werden, gegeben werden. Eine umfassende Beschreibung vieler Aspekte und verschiedener Thermoformverfahren kann in [61-65] gefunden werden. Cogswell und Leach [66] weisen darauf hin, dass nur sehr wenige Prozesse ursprünglich für thermoplastische Verbundwerkstoffe entwickelt wurden. Die Mehrzahl wurde adaptiert aus der Metallblechformung oder von Verfahren für dünnere Verbundwerkstoffe, worauf auch weiter oben schon hingewiesen wurde. Bhattacharyya [67] stellt fest, dass, obwohl es grundlegende Unterschiede zwischen Metall- und Organoblechen gibt, viele Konzepte und Techniken aus der Metallblechverarbeitung adaptiert werden können – eine Ansicht die von Cattana et. al. [12] geteilt wird. Gemeinsam haben alle der im folgenden aufgeführten Verfahren die Prozessschritte Aufheizen, Umformen, Abkühlen und Entformen. Das in der Regel erforderliche Besäumen der Werkstücke erfolgt meist in einem getrennten Prozess, ebenso wie die Anwendung von Füge-techniken zur Verbindung von Bauteilen. Zur Reduzierung der Taktzeiten ist die Erwärmung der Werkstoffpakete von der Formgebung entkoppelt und wird über eine Transporteinrichtung samt Niederhalter in das Pressensystem transferiert.

Stempelumformen mit Metallstempel ist direkt der metallischen Blechformung entliehen und benutzt ein Paar Werkzeughälften aus Metall, die mit einer schnell schließenden Presse verbunden sind [61,65,68,69]. Das extern über Schmelztemperatur erwärmte Halbzeug wird in eine Presse transferiert, in der durch Zusammenfahren von Patrizie und Matrize das Halbzeug in die Geometrie der Werkzeugkavität geformt wird (Bild 2.3).

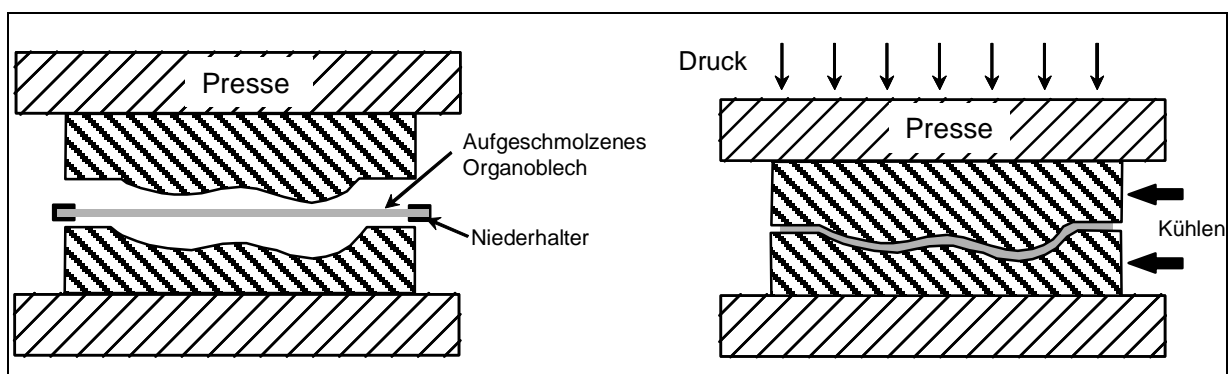


Bild 2.3: Schema des Umformens mit Metallstempel

Das *Umformen mit Elastomerblock* ist gegenüber dem Umformen mit Metallstempel dadurch gekennzeichnet, dass die obere Werkzeughälfte durch einen Elastomerblock ersetzt wurde, wodurch vor allem die bei Kleinserien die Wirtschaftlichkeit stark beeinflussenden Werkzeugkosten reduziert werden können [62,64]. Weiterhin wird eine gleichmäßigere Druckverteilung über die Organoblechoberfläche während des Umformvorgangs erreicht (Bild 2.4).

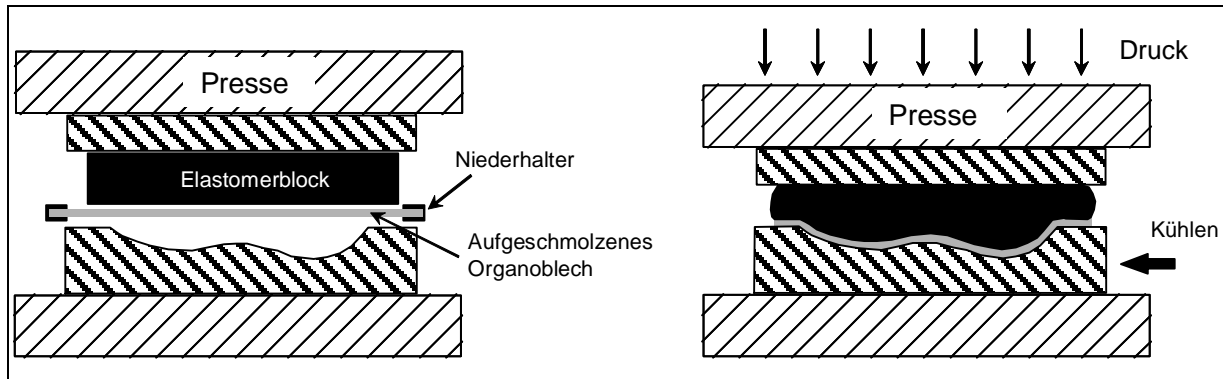


Bild 2.4: Schema des Formens mit Elastomerblock

Beim *Stempelumformen mit Silikonstempel* ist nur die Matrize aus Metall, während die Patrize, die der Form der Matrize ähnelt, aus Silikon gefertigt ist. Gegenüber dem Formen mit Elastomerblock wird eine höhere Standzeit des elastischen Werkzeugs erzielt [62,65].

Hydroformen ist ähnlich dem Formen mit Elastomerblock, da auch hier ein Druck gleichmäßig auf das Werkstoffpaket aufgebracht wird (Bild 2.5). Beim Hydroformen wird dies durch eine elastische Membran erreicht, die ein Flüssigkeitsreservoir abdichtet. Nachdem die Werkzeughälften zusammengebracht wurden, wird Flüssigkeit in das Reservoir gepumpt, bis ein ausreichend hoher Druck entsteht, um über die Verformung der Membran die Werkzeugkavität auszuformen [61,63,64].

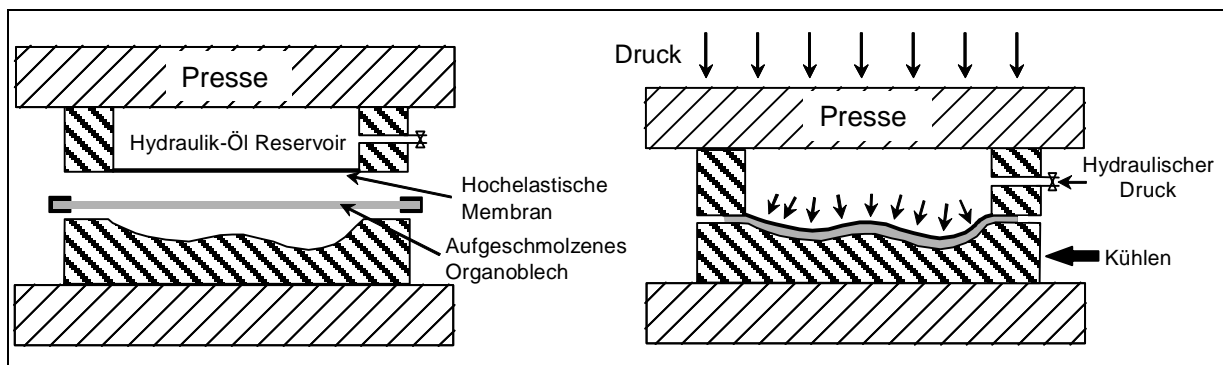


Bild 2.5: Schema des Hydroformens

Das *Diaphragmaformen* ist das älteste Fertigungsverfahren zur Herstellung von flächigen, dünnwandigen Bauteilen mit kontinuierlich verstärkten Thermoplasten und stellt vielleicht gleichzeitig das einzige Verfahren dar, das ausschließlich für die Verwendung mit diesen Materialien entwickelt wurde. Der Werkstoffaufbau wird hierbei zwischen zwei elastische Membranen (Diaphragmen) gepackt und evakuiert (Bild 2.6).

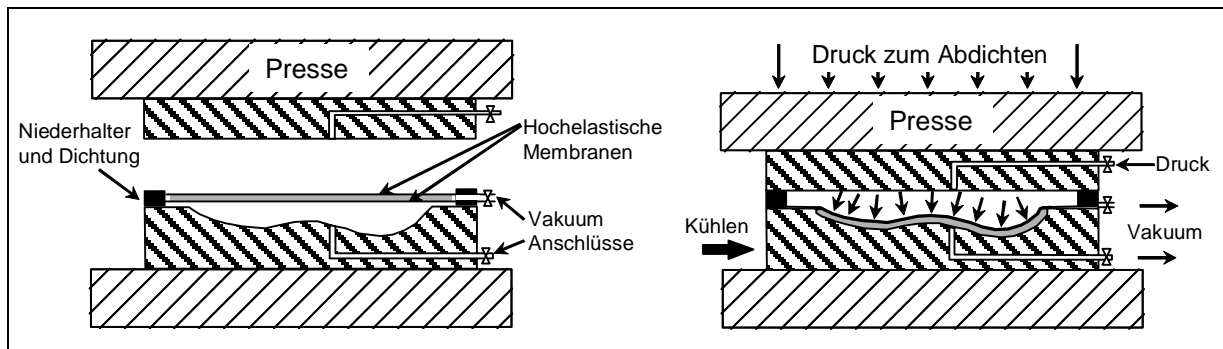


Bild 2.6: Schema des Diaphragmaformens

Vakuum und/oder Druck kann benutzt werden, um das Werkstoffpaket und die Membranen zu zwingen, sich der Geometrie des Werkzeugs anzupassen. Beim Verformen üben die Membranen einen gleichmäßigen Druck auf das Werkstoffpaket aus und reduzieren dadurch die Neigung zur Faltenbildung und dem Ausknicken von Fasern oder Faserbündeln. Die Membranen können aus einer superelastischen Legierung oder meist wegen der Wiederverwendbarkeit aus Elastomeren bestehen [62,68,69].

Das *Quicktemp-Konzept* und das auf demselben Prinzip weiterentwickelte *Direktimprägnieren* stellen Kombinationen des Imprägnieren und Umformens in einem Schritt dar. Bei beiden Verfahren wird auf kostengünstigere Hybridgarnewebe zurückgegriffen, um die hohen, im Preis von Organoblechen enthaltenen Imprägnierungskosten zu umgehen. Bei beiden Verfahren handelt es sich um Modifikationen des Stempelumformens mit Metallstempel unter Verwendung von Innen- und Aussenformen. Die beiden Hälften der Aussenform dienen als Energiespeichermedien, in die Innenform wird das Gewebe drapiert. Beim Quicktemp-Konzept ist die Innenform mit einer Kühlung versehen, die nach der Imprägnierung aktiviert wird. Während der Abkühlung des Bauteils unter die Rekristallisationstemperatur zwecks Entformen, wird die Aussenform stets auf einer hohen Temperatur gehalten. Trotz der Trennung des

Werkzeuges in zwei Formpaare, um die Zeiten für Erwärmung und Abkühlung zu reduzieren, handelt es sich um ein sehr energieintensives Verfahren aufgrund des Wärmetransfers durch Konduktion. Das Direktimprägnieren arbeitet mit zwei Aussenformpaaren, wovon eins stets erwärmt ist und das andere gekühlt ist. Der Transfer des Bauteils zwischen beiden Aussenform-Werkzeugen erfolgt in der Innenform. Diese Weiterentwicklung ist energetisch günstiger als das Quicktemp-Konzept [62,65].

In der metallischen Blechverarbeitung ist das *Rollformen* oder Walzprofilieren einer der produktivsten Formgebungsprozesse überhaupt und hat folglich eine weite Verbreitung in einer Vielzahl von Industriezweigen gefunden. Nach der Verfügbarkeit von Organoblechen wurde Rollformen aufgrund seiner Vielseitigkeit und hohen Prozessgeschwindigkeit schnell als interessantes Verfahren zur Herstellung langer, struktureffizienter, korrosionsbeständiger Faserverbundwerkstoffprofile erkannt. Obwohl seit den achtziger Jahren in einigen Publikationen auf das Potential einer Anwendung des Rollformens für thermoplastische Verbundwerkstoffe hingewiesen wurde, wurden erst ab Mitte der neunziger Jahre Ergebnisse zur erfolgreichen Adaption des Verfahrens veröffentlicht [8,12,22,72-74].

In DIN 8586 ist Rollformen als kontinuierliches Biegeumformen mit drehender Werkzeugbewegung definiert [75]. Beim Rollformen wird der Querschnitt eines ebenen Blechbands fortschreitend, also mehrstufig, durch angetriebene, hintereinander auf Walzgerüsten angeordnete Profilrollenpaare umgeformt, wie in Bild 2.7a dargestellt. Hierbei ändert sich von Walzenpaar zu Walzenpaar die Form des Spaltes zwischen Ober- und Unterwerkzeug vom ebenen Band bis zum Querschnitt des fertigen Profils [76,77]. Anstatt die Bleche als Zuschnitt gewünschter Länge dem Prozess zuzuführen, wird der Werkstoff häufig auf Spulen bereitgestellt und nach Beendigung der Umformung on-line abgelängt. Das Verfahren besitzt eine hohe Produktivität aufgrund der kontinuierlichen Arbeitsweise in Verbindung mit der hohen Prozessgeschwindigkeit, die bei Metallblechen in der Größenordnung von 10-200 m/min liegt. Die realisierbare Umformgeschwindigkeit ist hauptsächlich abhängig von der Komplexität der Profilform, aber auch von den Materialeigenschaften des zu formenden Bleches. Die Vielseitigkeit des Prozesses erlaubt die Fertigung einer Vielzahl von Profilformen. Diese reichen von eher einfachen offenen Querschnitten bis zu komplexen geschlossenen Profilformen, die über die Möglichkeiten des Formens in Pressen

senen Profilformen, die über die Möglichkeiten des Formens in Pressen hinausgehen (Bild 2.7b) [78-82].

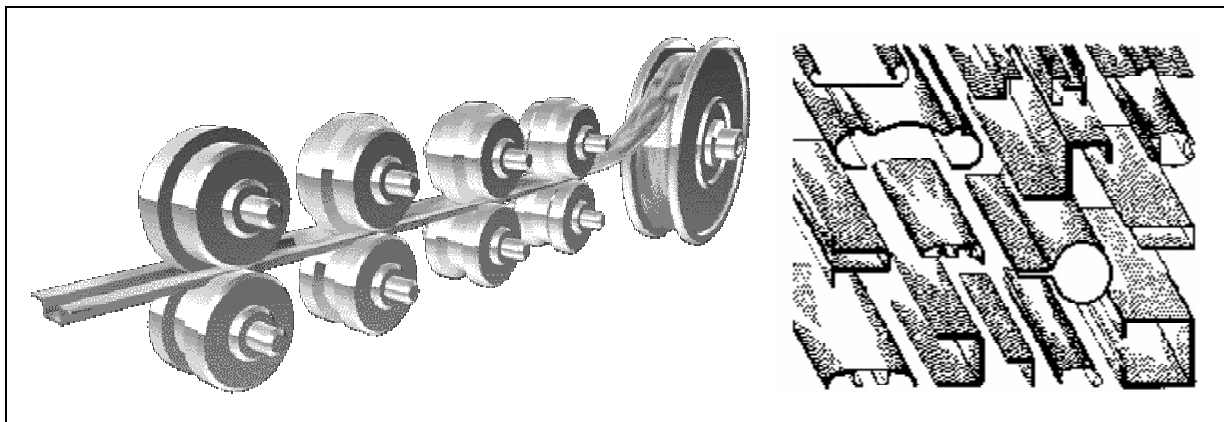


Bild 2.7: a) Schema des (metallischen) Rollformverfahrens und b) typische rollgeformte Profilformen

Neben den oben erwähnten Arbeiten zum Rollformen thermoplastischer FKV sind auch Untersuchungen zum Rollformen von duromeren Systemen durch eine Gruppe aus Japan bekannt. Bereits ab Mitte der 90er Jahre, also etwa gleichzeitig mit der Präsentation erster Ergebnisse zum Rollformen von thermoplastischen FKV, wurden Arbeiten zum Rollformen von Sheet Moulding Compounds (SMC) veröffentlicht [83-87]. Es findet hier jedoch kein Biegeumformen statt, sondern ein Fließpressen in den Walzspalten der Profilrollenstände. Aufgrund der guten Fließfähigkeit von SMC lassen sich so Bauteile mit scharfen Kanten herstellen, ohne wie beim Rollformen von thermoplastischen FKV oder auch Metallblechen beim Biegen einen Mindestradius zwischen zwei benachbarten Flächen beachten zu müssen. Über eine industrielle Umsetzung dieser Arbeiten ist jedoch nichts bekannt.

Auch die Luftfahrtindustrie ist auf die Möglichkeit des Walzprofilierens von Faserverbundwerkstoffen aufmerksam geworden [88]. Derzeit werden bei Airbus UK, Composite Research, Arbeiten zur Entwicklung von „Roll-Formed Composite Blade Stiffeners“ durchgeführt. Es handelt sich hierbei um ein kohlenstofffaserverstärktes T-Profil mit Epoxidharz-Matrix. Die Versteifungsprofile müssen hier nach der Profilierung in eine Form eingelegt werden, um das Epoxidharz im Autoklaven auszuhärten, wodurch sich die hohe Produktivität des Prozesses allerdings deutlich reduziert. Untersuchungen zur Verwendung von kontinuierlich verstärkten, thermoplastischen FKV sind angedacht.

2.4 Marktbetrachtung und Anwendungsbeispiele

Die Entwicklung und Kommerzialisierung von neuen und fortschrittlichen Materialien, auch Verbundwerkstoffen, ist ein evolutionärer Prozess, der meist Jahre beansprucht. Neuentwicklungen vom „Labor“ hin zu Anwendungen haben eine Folge von „Akzeptanzschranken“ zu nehmen. Die erste Hürde ist die Bereitstellung einer umfangreichen Datenbasis bezüglich der Materialeigenschaften durch wissenschaftliche Untersuchungen. Das nächste Hindernis stellt häufig einen entscheidenden Schritt dar, da eine Materialentwicklung den Anforderungen von Produktentwicklern und Konstrukteuren genügen muss, welche die Reproduzierbarkeit der Materialeigenschaften von Testkörpern auch auf Komponenten, Qualitätssicherung, Verarbeitbarkeit und geeignete Herstellverfahren sowie Kosten und Vorteile gegenüber anderen Materialien kritisch hinterfragen [8,12,89]. Grundsätzlich spielen aber auch mangelnde Erfahrung von Konstrukteuren und Produktentwicklern und damit verbundene Vorbehalte gegenüber neuen Materialien und hinsichtlich der eigenen Fähigkeiten eine Rolle, so dass bei der Gestaltung von Bauteilen gerne auf vertraute, traditionelle Werkstoffe zurückgegriffen wird [90].

Einerseits spielen die eventuell erweiterten technologischen Möglichkeiten mit den neuen Werkstoffen eine entscheidende Rolle, andererseits ist die Wirtschaftlichkeit im Vergleich zu den zu substituierenden Werkstoffen ein zu betrachtender Hauptfaktor, d.h. eventuell höhere Kosten können dem erhöhten Nutzen gegenübergestellt werden, wenn der Markt dies akzeptiert. Im Fall von (Hochleistungs-)FKV beispielsweise auch im Sinn von Energieeinsparungen (Treibstoffverbrauch) durch reduziertes Gewicht. Die mittels FKV realisierbare Integralbauweise kann die Wirtschaftlichkeit der Herstellung von Baugruppen erhöhen. Durch die mögliche Erhöhung von Produktlebenszyklen durch verbesserte Korrosions- oder Verschleißbeständigkeit, günstigeres Ermüdungsverhalten oder reduzierten Wartungsaufwand und niedrigere Reparaturkosten bis hin zu geringeren Entsorgungskosten kann die Vorteilhaftigkeit eines Werkstoffes in einer bestimmten Anwendung bewirken. Die Erfassung der voraussichtlichen Lebenszykluskosten stellt allerdings während der Produktentwicklung keine Selbstverständlichkeit dar, vielfach werden im Rahmen von Wirtschaftlichkeitsanalysen nur Herstellungskosten betrachtet, nicht zuletzt auch weil Folgekosten schwer abschätzbar sind und häufig bei Kaufentscheidungen leider nur eine untergeordnete Rolle spielen.

Die Verwendung von Strukturbauteilen aus FKV fand ihren Anfang in Hochtechnologie-sektoren wie der Luft- und Raumfahrt und der Rüstungsindustrie. Dort bestanden technologische Anforderungen an Anwendungen und Bauteile, die nur von FKV erfüllt werden konnten und/oder die Vorteile der Werkstoffklasse die höheren Kosten rechtfertigten. Als Beispiel sei die erhöhte Leistungsfähigkeit hinsichtlich Nutzlast und Reichweite bzw. Energieverbrauch im Flugzeugbau genannt. Der Anteil von FKV in neuen Flugzeugtypen ist in der Vergangenheit ständig gestiegen auf über 10% am Flugzeuggesamtgewicht am neuen Airbus A340-500/600, nicht zuletzt auch durch den Einsatz von thermoplastischen FKV [91]. Eine Sekundärstrukturanwendung von thermoplastischen Hochleistungsverbundwerkstoffen ist die sogenannte J-Nose, die feststehende Flügelvorderkante, die von der Firma Storck/Fokker Special Products, Niederlande mit einem hohen Anteil an kontinuierlich kohlenstofffaserverstärktem Polyphenylensulfid (CF/PPS) hergestellt wird (Bild 2.8). Die Halbzeuge werden von der Firma Ten Cate Advanced Composites, Niederlande geliefert, die neben duroplastischen FKV auch thermoplastische Hochleistungslamine herstellt und unter dem Namen CETEX[®] vermarktet. Mit der J-Nose sind weitere CETEX[®] Bauteile im Gesamtgewicht von 1000 kg in diesem Flugzeugtyp verbaut [46].

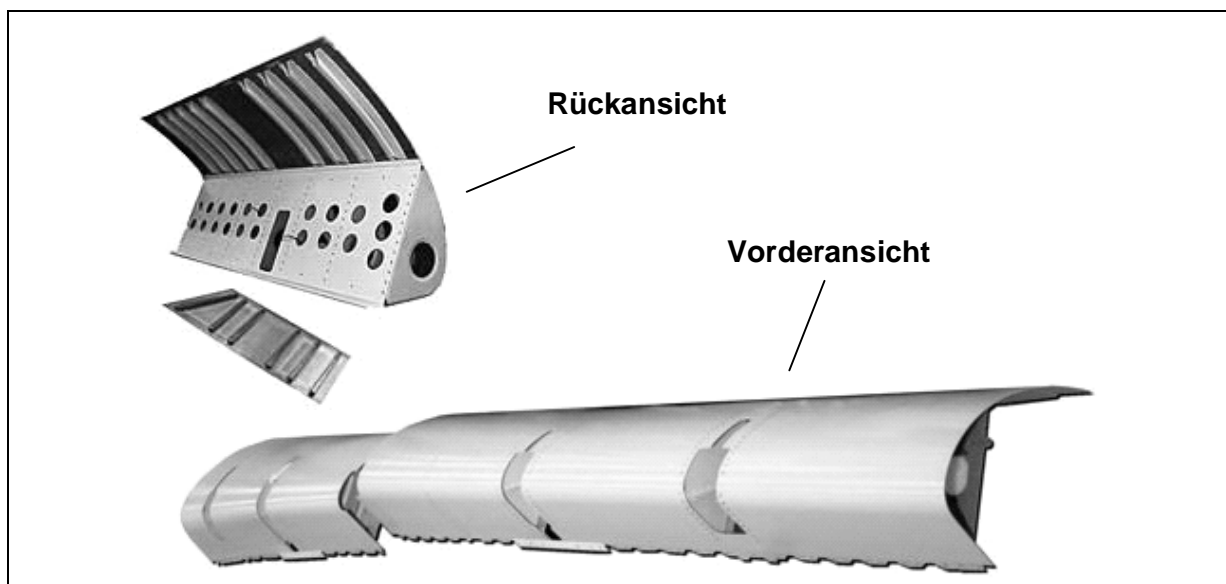


Bild 2.8: Flügelvorderkante des Airbus A340-500/600 [46]

Ein echter Durchbruch in Großserienanwendungen wird schon seit langem für kontinuierlich verstärkte FKV vorhergesagt, trotz der vorhandenen Wachstumsraten und einer Verfünffachung des mengenmäßigen Marktvolumens in den letzten 35 Jahren

aller FVW weltweit. Wichtigste Branchen sind Bauwesen/Konstruktion und Transport mit einem Anteil von jeweils über 30%, gefolgt von Sport/Freizeit und Elektro/Elektronik mit fast 20% bzw. etwas über 10% [92].

Insbesondere konnten die kontinuierlich faserverstärkten Thermoplaste die Erwartungen hinsichtlich des Marktvolumens noch nicht erfüllen, wenngleich der Anteil von thermoplastischen FKV auf mittlerweile etwa 40% des Gesamtmarktes für GFK gestiegen ist. Ein Großteil des Volumens entfällt jedoch auf kurzfaserverstärkte Spritzgußgranulate. Die positive Marktentwicklung der langfaserverstärkten Spritzgußgranulate und LFT-Fließpressmassen in den letzten Jahren demonstriert das große Interesse an faserverstärkten Thermoplasten, auch in der Automobilindustrie, und lässt auf einen zukünftig verstärkten Einsatz von kontinuierlich verstärkten FKV mit thermoplastischer Matrix hoffen [92-94].

Hierzu müssen wirtschaftliche Optimierungspotenziale möglichst früh in Entwicklungsprozessen erkannt und umgesetzt werden. Dies gilt für Bauteile und –gruppen, Materialien und Fertigungsprozesse. Trotz der enormen Fortschritte in der Entwicklung von Verfahren ist die weit verbreitete Anwendung immer noch selten. Die bisher noch häufig recht hohen Material- insbesondere aber Halbzeugkosten, speziell auch für Organobleche, versperren den Weg zu weiteren Anwendungen. Vielfach besteht derzeit noch eine Wirtschaftlichkeitslücke zu den Konkurrenzwerkstoffen, Metallen und teilweise auch duromeren Hochleistungs-FKV.

Ein interessantes Anwendungsbeispiel ist ein Bett der Firma Bico AG, welches als besondere Innovation mit 56 Federn aus einem kontinuierlich verstärktem, thermoplastischen FVW gefedert ist (Bild 2.9).

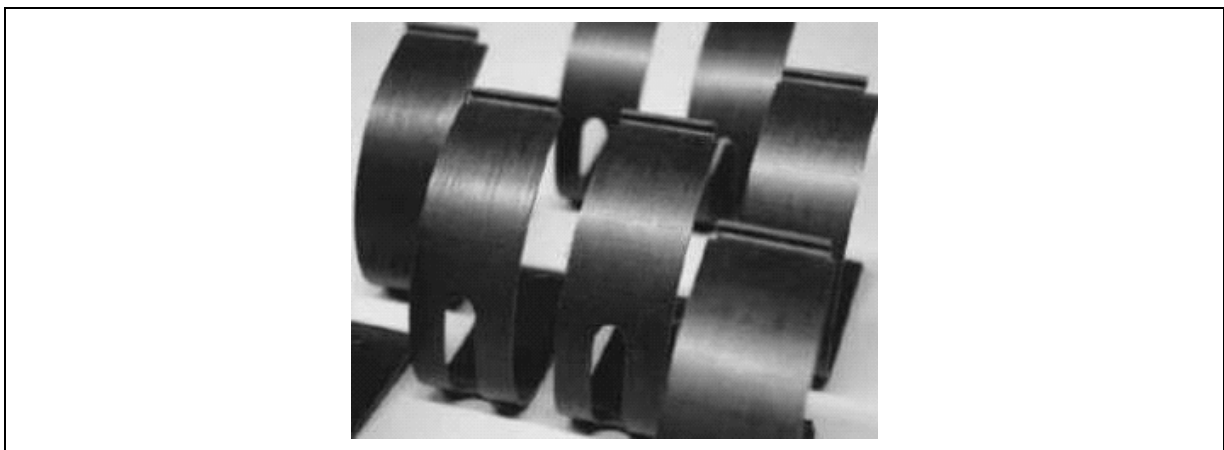


Bild 2.9: Kontinuierlich verstärkte, thermoplastische FVW-Federn [95]

Die Besonderheit dieser Anwendung ist der Einsatz eines Hochleistungswerkstoffs in einem Massenprodukt, da pro Jahr die beachtliche Stückzahl von 1,4 Millionen Federn hergestellt wird [95].

Weitere Anwendungsbeispiele (Bild 2.10) sind DExWin®-Walzen, Rohre und Profile der Firma COMAT GmbH, die als Einlegeteile in Spritzguss- und Pressverfahren zur lokalen Verstärkung, als Struktur-, Verstärkungs- und Crashelemente Verwendung finden. Hauptsächlich im Nutzfahrzeugbereich kommen DExWin®-Druckluftbehälter zum Einsatz. Interessanterweise wird bei dieser Anwendung nicht primär auf eine Gewichtsersparnis im Vergleich zu einer Stahl- oder Aluminiumlösung abgezielt, sondern auf die lange Lebensdauer aufgrund von Korrosionsfreiheit. Bei vergleichbarem Gewicht liegt der Preis unter dem von Aluminiumbehältern [96].



Bild 2.10: DExWin®-Walzen, Rohre und Profile (links) und DExWin®-Druckluftbehälter (mitte, rechts) [96]

Aufgrund der inhärenten Vorteile von FVW gegenüber Metallen wird auch für die Zukunft ein kräftiges Marktwachstum vorhergesagt, auch durch eine weitere Zunahme des Anteils thermoplastischer Materialien am Gesamtmarkt für FKV [92-94]. Auch in der Zukunft werden sich weiterhin FKV mit duromeren und thermoplastischen Systemen ergänzen und gemeinsam mit metallischen Werkstoffen konkurrieren. Die ausgesuchten Anwendungsbeispiele sollen verdeutlichen, dass die Auswahl eines kontinuierlich verstärkten, thermoplastischen FKV für eine Anwendung bestimmt werden wird durch seine Fähigkeit spezifische Leistungsanforderungen („material of choice“) zu erfüllen. Eng in Verbindung mit der Erfüllung der Leistungsanforderungen steht die Herstell- und Verarbeitbarkeit - wobei die Kosten (über die gesamte Lebensdauer) insbesondere bei Anwendungen außerhalb der Hochtechnologiebranchen, eine ausschlaggebende Rolle spielen werden [9].

3. Ziele der Arbeit

In den vorangehenden Kapiteln wurden die Eigenschaften von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten erläutert und die Potentiale dieser Werkstoffklasse aufgezeigt. Nachteilig im Vergleich zu den duroplastischen Pendants ist die Notwendigkeit der Verwendung von Halbzeugen aufgrund der schwierigen Imprägnierung, wengleich nicht zuletzt dadurch kurze Zykluszeiten bei der Herstellung von Bauteilen realisiert werden.

Zur Erweiterung des Einsatzspektrums dieser Werkstoffklasse besteht die Notwendigkeit, die in Abhängigkeit von Bauteilkomplexität, Anforderungsprofil und Stückzahl teilweise vorhandene Wirtschaftlichkeitslücke zu metallischen Lösungen oder auch duroplastischen FKV zu schließen bzw. zu verkleinern. Dies kann im wesentlichen durch zwei Ansätze erfolgen: Zum einen über eine Reduzierung der Halbzeugkosten, zum anderen durch Erhöhung der Produktivität der Fertigungsverfahren.

Die vorliegende Arbeit gliedert sich daher in zwei Hauptteile, d.h. (a) der Entwicklung und Untersuchung einer Prozesskombination von Faserbündel Imprägnierung und Wickeltechnik (Kapitel 4), und (b) dem Rollformen von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplastplattenhalbzeuge (Kapitel 5).

Gesamt-Projektziel der Arbeiten in Kapitel 4 ist die Verifizierung einer Prozesskopplung von Faserbündel Imprägnierung und Wickeltechnik zur Herstellung thermoplastischer Verbundwerkstoffbauteile.

Für die Realisierung der Prozesskombination ist eine Anpassung der Imprägnier-Technologie an die Erfordernisse der Wickeltechnik notwendig. Eine Zusammenstellung der Prozessparameter und Beurteilung der jeweiligen Abhängigkeiten ist Voraussetzung für die Auslegung des kombinierten Imprägnier- und Verlegekopfes und dem erforderlichen Parameterabgleich zwischen den Teilprozessen.

Diese Analyse bietet die Grundlage zur Festlegung eines Parametersatzes zur Fertigung erster Probekörper. Durch eine Charakterisierung der gefertigten Rohrabschnitte wird der Einfluss der Variation der Fertigungsparameter auf die Verarbeitungsergebnisse untersucht, um geeignete Verarbeitungsfenster festzulegen und die technischen Grenzen der Prozesskombination zu ermitteln.

Weiterhin soll geklärt werden, ob mit dem kombinierten Prozess graduelle Faservolumengehaltsvariationen hergestellt werden können, was unter Verwendung von imprägnierten Halbzeugen nicht möglich ist.

Eng mit den technischen Grenzen verbunden ist die Wirtschaftlichkeit, den nur wenn es gelingt ausreichend hohe Verarbeitungsgeschwindigkeiten zu erreichen ist eine Fertigungskostensenkung im Vergleich zum Wickeln mit Halbzeugen möglich, trotz der günstigeren Werkstoffkosten bei der Prozesskombination.

Das Ziel der Arbeiten in Kapitel 5 ist das für metallische Werkstoffe weit verbreitete Rollformverfahren, das aber für thermoplastische Faserverbundwerkstoffe (FVW) bisher nur in Ansätzen (wissenschaftlich) realisiert und untersucht ist, weiter zu entwickeln und ein grundlegendes Prozessverständnis für diese „neuen Materialien“ zu erarbeiten. Die hohe Produktivität des Verfahrens und seine weite Verbreitung bei der Verarbeitung von Metallblechen erregte das Interesse an rollgeformten Verbundwerkstoffprofilen.

Im Rahmen des Projektes wird zunächst eine handelsübliche Rollformanlage aufgebaut und für die Erfordernisse der Verarbeitung von Organoblechen modifiziert. Grundlegende Untersuchungen zum Rollformen von Profilen aus thermoplastischen FVW schließen sich an. Wegen ihrer anisotropen und insbesondere auch stark temperaturabhängigen Eigenschaften wurde das Rollformverhalten in Abhängigkeit von Prozessparametern wie Zustelltemperatur, Rollformgeschwindigkeit und Werkzeuggeometrie untersucht, um die Führung der prozessrelevanten Parameter auf der Versuchsanlage zu optimieren. Die gewonnen Erkenntnisse sollen die Grundlage für erforderliche weitere Untersuchungen bilden und Anregungen für die anlagentechnische Weiterentwicklung des Verfahrens in Verbindung mit den neuen Materialien geben – im Hinblick auf eine mögliche zukünftige industrielle Anwendung.

4. Kombination von Faserbündelimpregnierung und Thermoplast-Wickeltechnik

Eine Prozesskopplung kann nur durch sowohl konstruktiv als auch technologisch angepasste Teilprozesse realisiert werden. Die entwickelte Imprägniertradtechnologie ist aufgrund ihrer kompakten Bauweise, der offenen Konstruktion und des relativ geringen Gewichts geeignet für eine Prozesskopplung mit der Wickeltechnik. Mit vertretbarem Aufwand konnte eine Imprägnierkammer als Verlegekopf zur Verbindung mit einer Wickelmaschine konstruiert und hergestellt werden, so dass lediglich noch die Peripherie der Wickelanlage zu ändern war.

4.1. Entwurf und Auslegung einer Anlage zur Prozesskombination

4.1.1 Anlagen- bzw. Verfahrensbeschreibung

Der zu entwickelnde Versuchsaufbau zur Realisierung einer Prozesskombination von Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik kann zur vereinfachten Beschreibung der Anlagenstruktur in Systemmodule untergliedert werden.

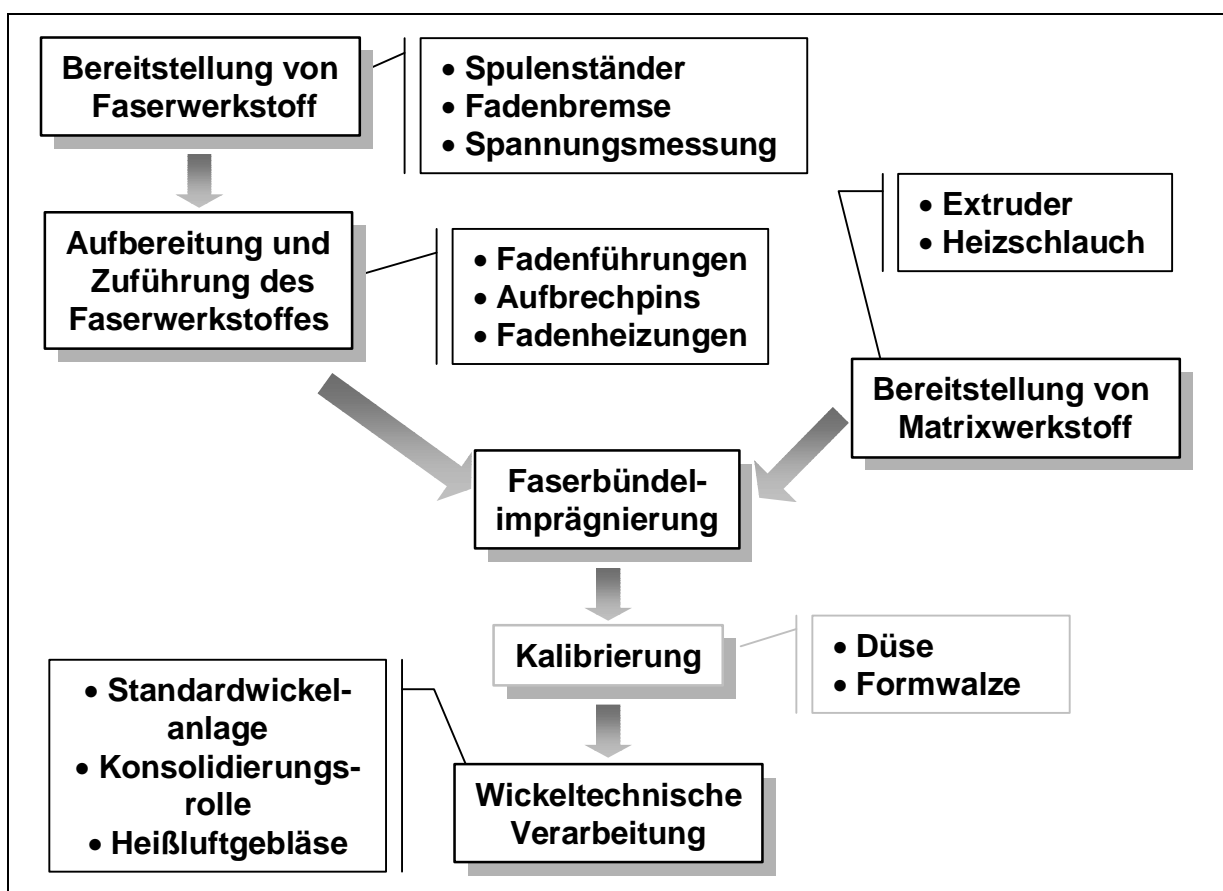


Bild 4.1: Modulare Anlagenstruktur

Die Erfüllung der Funktionen der einzelnen Teilsysteme soll durch die im Prozess eingesetzten Anlagenkomponenten realisiert werden.

4.1.1.1 Peripherie

Für das System „Bereitstellung des Faserwerkstoffs“ wurde ein Spulenständer zur Abwicklung der Faserbündel verwendet. Die Naben der Rovinghalterungen sind mit regelbaren Magnetpulverbremsen bestückt und ermöglichen die Einstellung der zum Abzug des Faserbündels von der Spule erforderlichen Kraft (Faserbündelvorkraft). Die Einheit zur Messung dieser Kraft besteht aus drei drehbar gelagerten Rollen, wobei die mittlere auf einem Drucksensor gelagert ist. Die Messgenauigkeit beträgt $\pm 1-2$ N. Das Einbringen einer Faserbündelvorkraft ist notwendig, um ein gleichmäßiges festes Aufliegen des Faserbündels auf dem Imprägnierwerkzeug zu gewährleisten. Eine weitere solche Einheit wurde im Laufe des Projektes eingesetzt, um die gesamten durch den Prozess generierten Faserbündelabzugskräfte zu erfassen (Bild 4.2). In zusätzlichen Versuchsserien wurde die Abhängigkeit der sich einstellenden Abzugskräfte von den untersuchten Prozessparametern ermittelt, da im Vergleich zu dem stationären, angetriebenen Werkzeug zur Faserbündel Imprägnierung [43] durch den kombinierten Imprägnier- und Verlegekopf höhere Kräfte benötigt werden, um das Faserbündel abzuziehen. Schon beim Einfahren der Anlage zeigte sich, dass die erforderlichen Abzugskräfte eine kritische Größe im System darstellen, da sie zu Faserschädigungen führen können. Die größeren Abzugskräfte sind das Ergebnis der Verlängerung der Imprägnierlänge (größerer Umschlingungswinkel). Da die Werkzeuge nicht getrieben sind, kommt es durch die höheren Prozessgeschwindigkeiten zu einer starken Relativbewegung zwischen Roving und Werkzeugen.

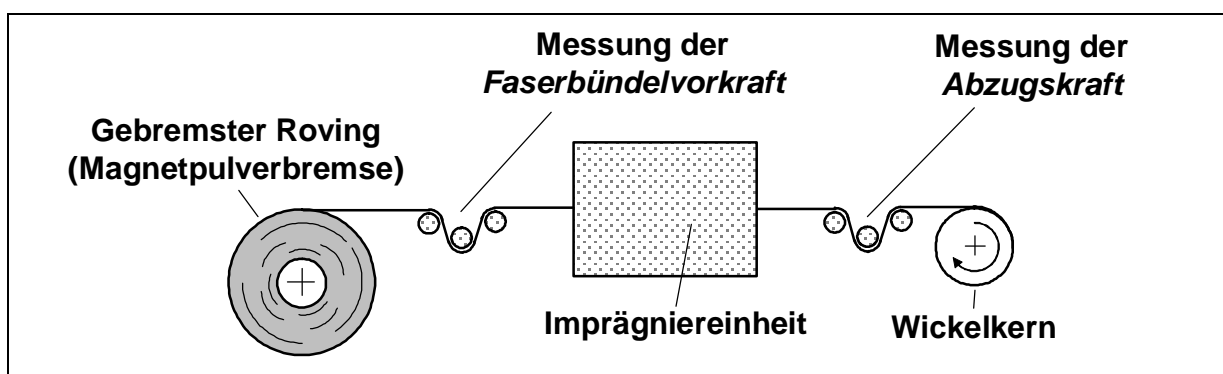


Bild 4.2: Schema der Messung der erforderlichen Abzugskräfte

Die „*Aufbereitung und Zuführung des Faserwerkstoffes*“ wurde in den Imprägnier- und Verlegekopf integriert und wird in Kapitel 4.1.1.2 erläutert.

Die „*Bereitstellung des Matrixwerkstoffes*“ wird durch einen Extruder und einen flexiblen Heizschlauch realisiert. Dies erlaubt, Relativbewegungen zwischen dem stationären Extruder und dem sich mit dem Kopf der Wickelmaschine bewegenden Imprägnierwerkzeug auszugleichen. Eine optimale Temperaturführung ist dann realisiert, wenn die Schmelze dem Imprägnierwerkzeug mit möglichst niedriger Viskosität zugeführt wird, ohne dabei thermische Schädigungen aufzuweisen [97].

Die grundlegende Maschineneinheit zur „*wickeltechnischen Verarbeitung*“ bildet eine Vier-Achsen-Hochgeschwindigkeits-Wickelanlage. Der Wickelkopf dieser Anlage wird mit dem für diese Anwendung konstruierten kombinierten Imprägnier- und Verlegekopf bestückt, der das Kernstück des Prozesses bildet. Der Verlegekopf wurde an die vorhandene konische Aufnahmeeinheit am Schrittmotor der CNC-Wickelanlage angeflanscht, um Schwenk- und Kippbewegungen des Zellenaufbaus zu ermöglichen (vgl. auch Bilder 4.4 und 4.5). Die Verdrehbarkeit ist unbedingt erforderlich, um sicherzustellen, dass auch bei größeren Wickelwinkeln bzw. -breiten die imprägnierten Faserbündel parallel nebeneinander abgelegt werden bzw. sich nicht aufgrund des axialen Vorschubs auf einer Seite des Imprägnierwerkzeuges zusammenziehen.

4.1.1.2 Imprägnier- und Verlegekopf

Die Werkzeuge der Imprägnier-Technologie waren für Imprägniergeschwindigkeiten bis zu maximal 10m/min ausgelegt. Da eine gleiche Imprägnierungsqualität bei angestrebten Abzugs-/Wickelgeschwindigkeiten von bis zu 30m/min nur durch eine entsprechende Erhöhung der Imprägnierdauer zu erreichen ist, war es notwendig, die Imprägnierlänge etwa um den Faktor drei zu vergrößern. Nach den sogenannten Kesselformeln [98] für dünnwandige Zylinder steigen die Spannungen jedoch linear mit der Vergrößerung des Innendurchmessers, so dass die Festigkeit des Sintermetalls nicht ausreichen würde (Bild 4.3). Obwohl das Verhältnis von Wanddicke zu Radius bei den Imprägnierädern eigentlich zu groß ist, um die obigen Formeln anwenden zu können, geben diese die generellen Einflüsse, wie sie bei der Entwicklung der Imprägnier-Technologie beobachtet wurden, wieder. Eine Erhöhung der Wandstärke zur Spannungsherabsetzung scheidet aus, da für die ge-

wünschte Fließrate eine überproportionale Erhöhung des Schmelzedrucks erforderlich wäre, wie in [42,44] gezeigt wurde.

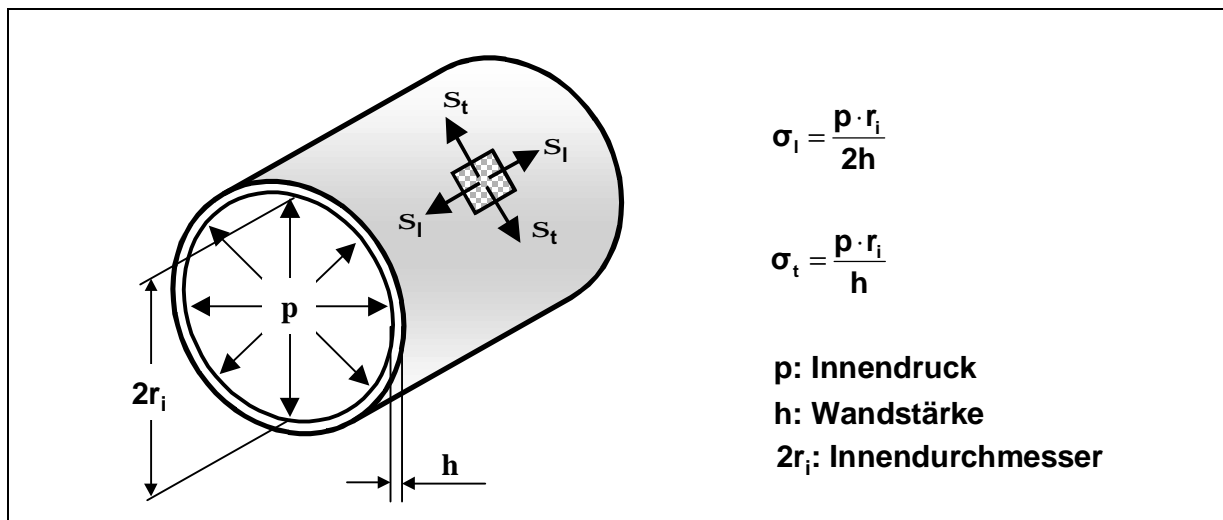


Bild 4.3: „Kesselformeln“ für dünnwandige Zylinder [nach 98]

Durch eine Hintereinanderschaltung von zwei Imprägnierwädhern mit voraussichtlich ausreichender Festigkeit unter den erwarteten Betriebsbedingungen und einem Umschlingungswinkel von jeweils ca. 230° wird die gewünschte Imprägnierungslänge erreicht. Um eine verhältnismäßig einfache Konstruktion realisieren zu können, sind die Imprägnierwädhern nicht angetrieben. Aus diesem Grund ist das nicht vom Faserbündel umschlungene Segment des Imprägnierwädhern durch Verwendung eines sehr feinen Metallpulvers bereits herstellerseitig verschlossen.

Für die gleichmäßige Verteilung des Matrixstroms auf beide Werkzeuge wird ein beheizter massiver Verteilerblock mit entsprechenden Fließkanälen eingesetzt. Die temperierten Imprägnierwerkzeuge sind in einer beheizten Kammer untergebracht, um die gewünschte Verarbeitungstemperatur auch in der Umgebung der Werkzeuge zu gewährleisten und ein Erstarren der Fließfront nach Austritt aus den Werkzeugen zu verhindern. Ein weiterer Effekt ist die konvektive Beheizung der Stifte, um das Faserbündel zu erwärmen und ein unerwünschtes Erstarren bzw. einen Viskositätsanstieg der Polymerschmelze beim Eindringen in das Faserbündel zu vermeiden.

Die „Aufbereitung des Faserbündels“ ist erforderlich, weil die einzelnen Filamente durch Schlichte miteinander verklebt sind. Eine Vereinzelnung der Fasern ist Voraussetzung für eine homogene Imprägnierung des Bündels. Die Oberflächen aller Pins sind zum Schutz gegen Abrasion hart verchromt und poliert, um das Auftreten von

Faserbrüchen zu reduzieren. Insbesondere der unmittelbar vor dem Werkzeug justierte Umlenkpin muss eine gleichmäßige Aufspreizung und somit eine Egalisierung der Filamentverteilung auf dem Imprägnierwerkzeug über dessen gesamte Breite gewährleisten - für eine möglichst gleichmäßige Permeabilität des Faserbündels.

Bild 4.4 stellt den Imprägnier- und Verlegekopf grafisch dar.

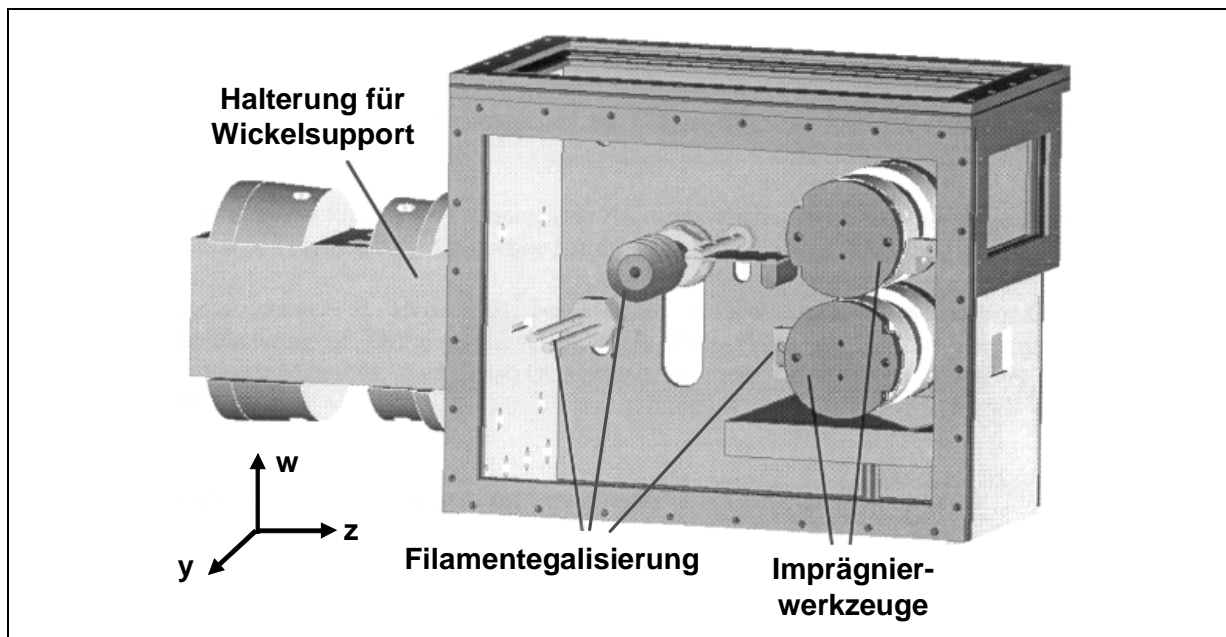


Bild 4.4: Eingesetzter Imprägnier- und Verlegekopf

Bild 4.5 zeigt zusammenfassend das Schema des gesamten Prozesses.

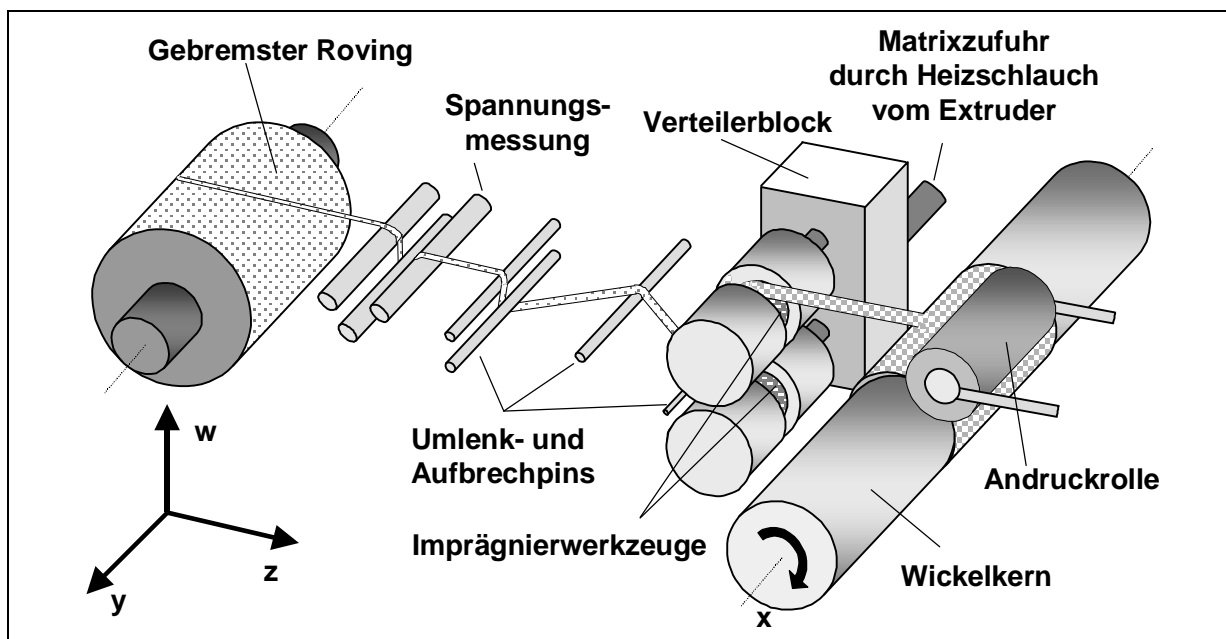


Bild 4.5: Anlagenschema

Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde neben der Temperierzelle auf die Darstellung eines Heißluftgebläses zur Temperierung des Ablegepunktes (Nip-Point) in Bild 4.5 verzichtet. Zur Konsolidierung der Tapes auf dem Wickelkern bzw. schon abgelegten Lagen kam eine pneumatisch geregelte Andruckrolle zum Einsatz.

4.1.2 Parameterstruktur des kombinierten Prozesses

Als Basis für die Entwicklung und Realisierung der Prozesskombination kann eine vollständige Zusammenstellung aller beteiligten Parameter eine wertvolle Hilfe darstellen. Eine graphische Darstellung dient der übersichtlichen Aufbereitung und erleichtert das Erkennen von Abhängigkeiten der am Prozess teilnehmenden Einflussfaktoren untereinander. Zusätzlich dient sie dem Parameterabgleich im gekoppelten Prozess zur Fertigung von Probekörpern.

Bild 4.6 ist in Stufen aufgebaut. Hauptfaktoren, die sich unmittelbar auf die Bauteilqualität auswirken, sind die Faserverteilung im Bauteil, Imprägnierungsgrad, Faservolumengehalt und die Konsolidierung zwischen den einzelnen Lagen. Einflüsse auf diese Hauptfaktoren sind unterhalb von diesen angeordnet. Um weitestgehende Übersicht zu wahren, wurde auf eine graphische Verbindung mit Pfeilen verzichtet, d.h. Abhängigkeiten untereinander wurden nicht angezeigt. Eine Gewichtung dieser Einflüsse auf die Hauptfaktoren und die Bauteilqualität wurde an dieser Stelle nicht vorgenommen, so dass ausdrücklich kein Zusammenhang zwischen der Positionierung im Diagramm und der Stärke des Einflusses besteht.

Die Analyse der den Prozess beeinflussenden Parameter wurde in der Auslegung des Imprägnier- und Verlegekopfs und dem Versuchsaufbau berücksichtigt. Als Prozessparameter, auf die während der Fertigung mit einem bestehenden Versuchsaufbau regelnd eingewirkt werden kann, bleiben:

- Faserbündelvorspannung
- Temperaturführung
- Verarbeitungsgeschwindigkeit
- Faservolumengehalt

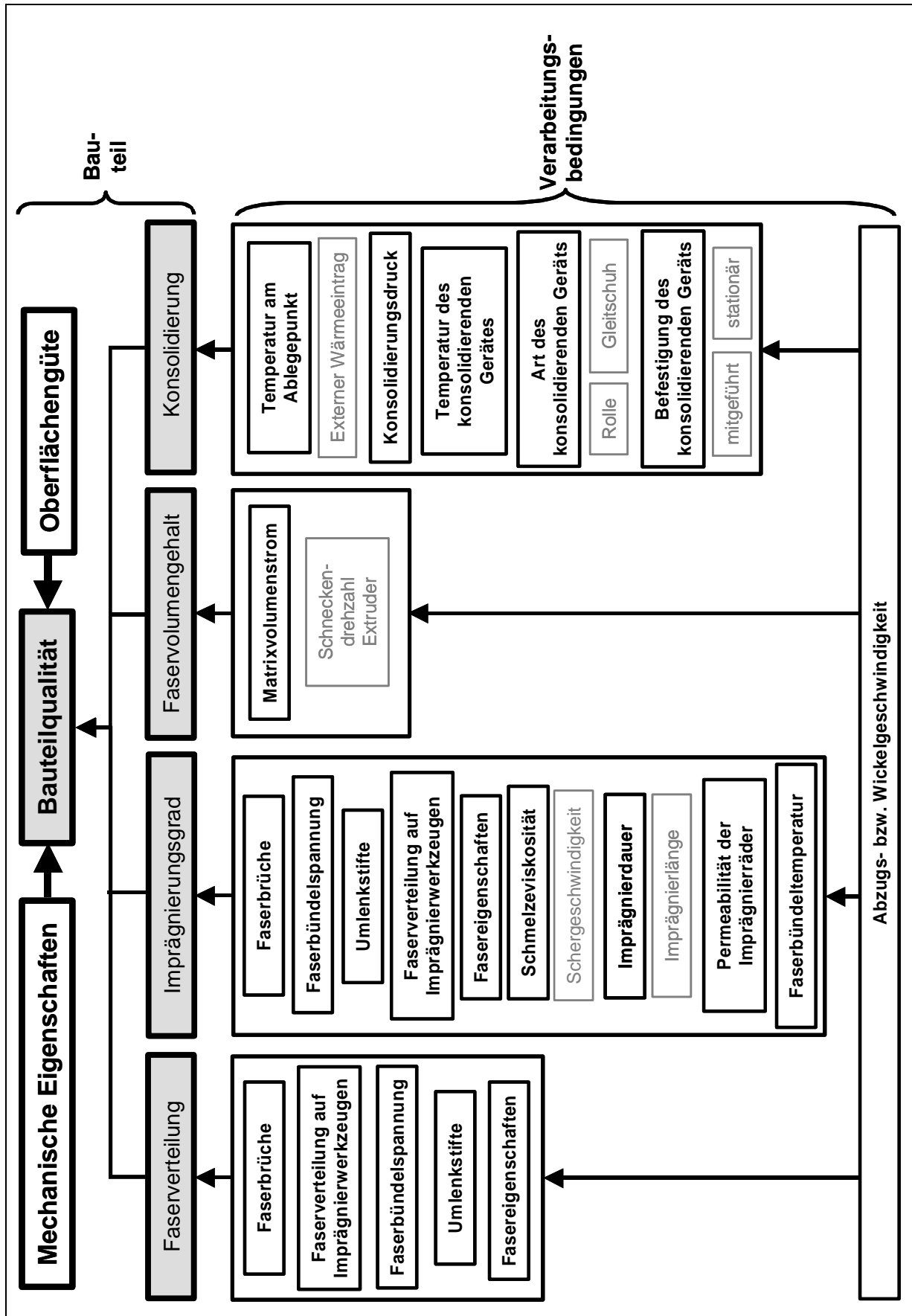


Bild 4.6: Parameterstruktur des kombinierten Prozesses

4.1.3 Einstellung des Faservolumengehalts

Bei der wickeltechnischen Verarbeitung von kontinuierlich faserverstärkten thermoplastischen Tapes ist die anteilige Zusammensetzung von Faser- und Matrixwerkstoff durch die Wahl des Halbzeuges festgelegt. Beim Einsatz des Direktimpregniervfahrens wird der gewünschte Faservolumengehalt bei vorgegebener Prozessgeschwindigkeit über den Matrixvolumenstrom eingestellt. Dieser Matrixstrom kann am Extruder, wie in Bild 4.7 gezeigt, unabhängig vom Gegendruck nach einer linearen Beziehung geregelt werden.

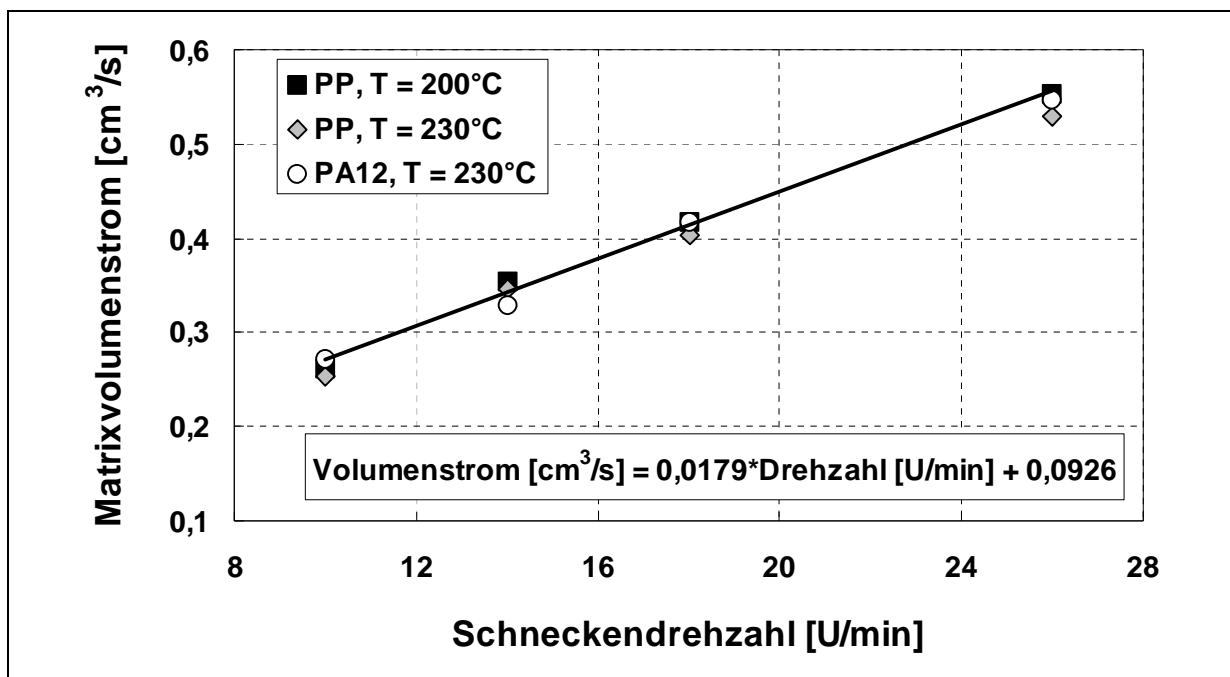


Bild 4.7: Matrixvolumenstrom in Abhängigkeit der Schneckendrehzahl

Der Fasermassedurchsatz errechnet sich aus TEX-Zahl, als Faserbündelmasse pro Lauflänge, und der Wickelgeschwindigkeit v : $\dot{m}_F = \text{TEX} \cdot v$

Daraus ergibt sich über die Dichte der Fasern ρ_F der Faservolumenstrom zu:

$$\dot{V}_F = \frac{\dot{m}_F}{\rho_F}$$

Somit kann bei gewünschtem Faservolumengehalt Φ_F der erforderliche Matrixstrom

$$\dot{V}_M \text{ eingestellt werden: } \dot{V}_M = \frac{\text{TEX} \cdot v \cdot (1 - \Phi_F)}{\Phi_F \cdot \rho_F}$$

Die Bestimmung der anteiligen Zusammensetzung bei gewickelten Probekörper ergab, dass sich die Abweichung von dem eingestellten Faservolumengehalt in % zwi-

schen $-1,5$ bis $+2,5$ Prozentpunkten bewegt. Ein Einfluss der einzelnen Prozessparameter konnte nicht festgestellt werden. Die Tendenz zu leicht höheren Faservolumengehalten ist durch Matrixverluste am Imprägnierwerkzeug bedingt. Diese Verluste werden bei längerer Versuchsdauer in den Bereichen sichtbar, in denen das Faserbündel auf die Imprägnierwerkzeuge auf- bzw. abläuft; diese Matrixansammlungen wurden von Zeit zu Zeit manuell entfernt.

4.2. Experimentelles

4.2.1 Verwendete Werkstoffe

4.2.1.1 Matrices

Für die Verarbeitungsversuche kamen als Matrix-Werkstoffe Polypropylen und Polyamid 12 zum Einsatz, da diese sich bereits in zahlreichen FKV-Bauteilen bewährt haben, zudem uneingeschränkt verfügbar sind und neben guter Verarbeitbarkeit ein gutes Preis-Leistungsverhältnis aufweisen. Beide Polymere gehören zu den teilkristallinen Thermoplasten [99]. Die Viskositätsverläufe wurden für die beiden Matrices über die Scherrate anhand eines Kapillarrheometers bei verschiedenen Temperaturen gemessen.

A) Polypropylen (PP)

Es wurde ein GF-modifiziertes (6% Maleinsäureanhydrid-basiert), hochisotaktisches, hochkristallines Propylen-Homopolymerisat des Typs Novolen[®] 1100VC der Firma TARGOR eingesetzt. Dieser Typ findet gewöhnlich Einsatz im Dünnwandspritzguss und wurde vom Hersteller für unsere Anwendung empfohlen. Er zeichnet sich durch - für einen Thermoplasten - hervorragende Fließigenschaften aus. Gegenüber der Charge, die für die Arbeit von Lutz [43] eingesetzt wurde, konnte die Schmelzevolumenrate vom Hersteller auf $133,6 \text{ g}/10 \text{ min}$ (MFR 230/2,16 nach ISO 1133) gesteigert werden [100].

Die Abhängigkeiten zwischen Viskosität und Schergeschwindigkeit sind in Bild 4.8 dargestellt. Die Viskosität einer Thermoplastschmelze ist von der Temperatur und von der Scherrate abhängig. Je nach Verarbeitungsbedingungen bekommt man einen unterschiedlich breiten optimalen Verarbeitungsbereich.

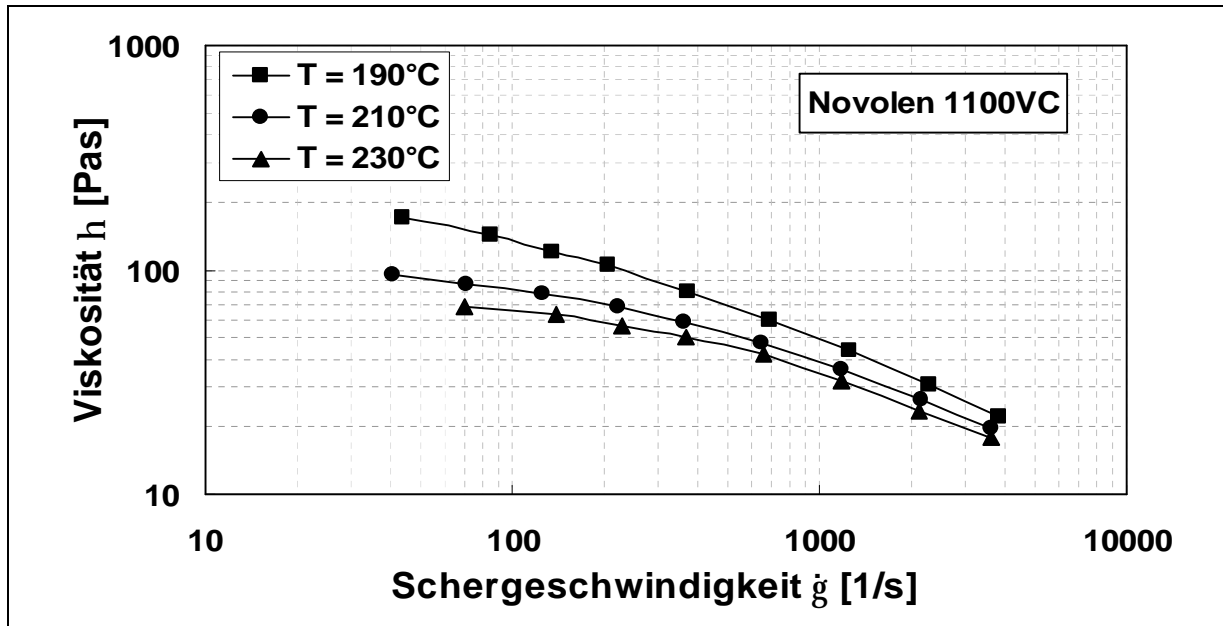


Bild 4.8: Viskositätsverlauf von PP (Novolen[®] 1100VC)

B) Polyamid 12 (PA12)

Allgemeine Kennzeichen von PA12 sind relativ hohe Wasseraufnahme (PA12 jedoch am niedrigsten in der Familie der Polyamide), gute Chemikalienbeständigkeit, hohe Formbeständigkeit in der Wärme, hohes Dämpfungsvermögen, hohe Beanspruchbarkeit unter dynamischen und Langzeitbelastungen, hoher Verschleißwiderstand, gute Gleit- und Notlaufeigenschaften, sowie eine gute Verarbeitbarkeit.

Zur Anwendung kam ein Vestamid[®] Typ L1670 der Firma Degussa-Hüls. Vestamid wird durch Polykondensation aus Laurolactam hergestellt. Es handelt sich hierbei um eine niedrigviskose, wärme- und lichtstabilisierte PA12-Formmasse, die gewöhnlich für Aderisolierungen, Glasfaserummantelungen und Spritzguss eingesetzt wird [13]. Vestamid wird in feuchtigkeitsdichten 25kg Säcken zur direkten Verarbeitung geliefert. Der Trichter des Extruders wurde nicht mit mehr Granulat befüllt, als in 2 Stunden verarbeitet wird. Angebrochene Säcke wurden wieder sorgfältig geschlossen, um keine Trocknung vor der Verarbeitung erforderlich zu machen.

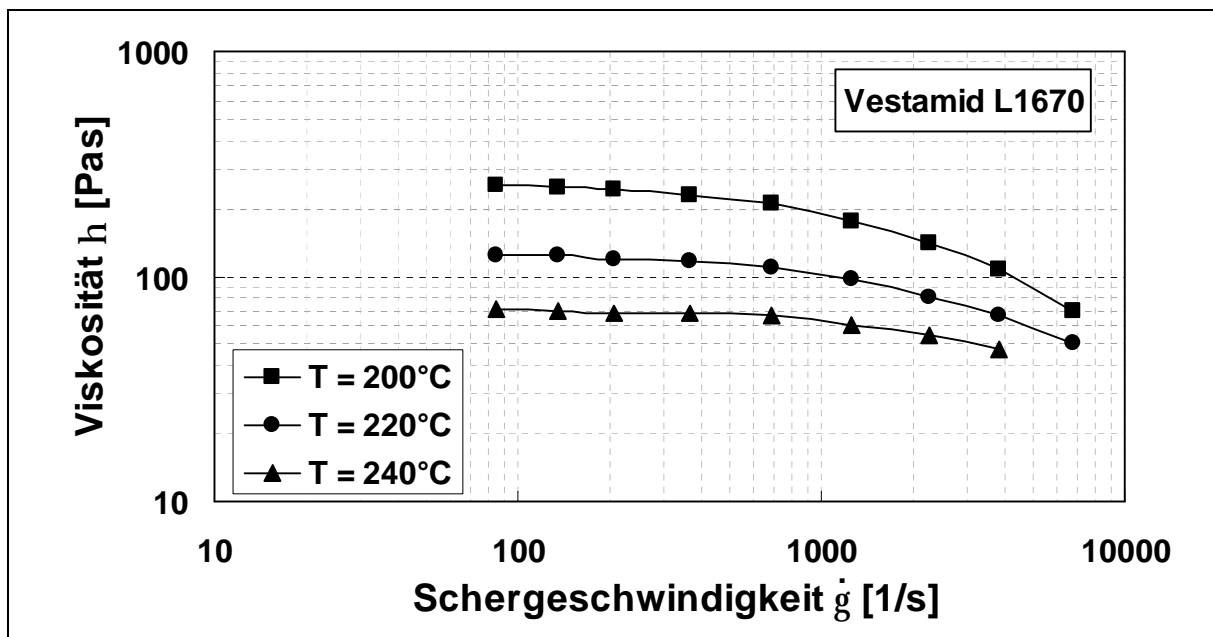


Bild 4.9: Viskositätsverlauf von PA12 (Vestamid® L1670)

Einige Eigenschaften von Novolen® 1100 VC und Vestamid® L1670 sind Tabelle 4.1 zusammengestellt [100,101].

Tabelle 4.1: Ausgewählte Kennwerte der verwendeten Matrizen im Vergleich

Eigenschaft		Novolen® 1100VC	Vestamid® L1670
Physikalische und mechanische Eigenschaften			
Dichte	[g/cm ³]	0,91	1,01
E-Modul	[MPa]	1550	1400
Streckspannung	[MPa]	35	46
Bruchdehnung	[%]	>50	>50
Wärmformbeständigkeit	[°C]	90	120
Lin. Wärmeausdehnung	[K ⁻¹ *10 ⁻⁶]	135	150
Verarbeitung und thermische Eigenschaften			
Schmelzpunkt	[°C]	172	178
Schmelzbereich	[°C]	159-185	165-200
Spez. Wärmekapazität	[J/g]	89	59,4

4.2.1.2 Fasern

Bei allen Versuchen zur Kombination von Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik wurden E-Glasfasern verwendet. Glasfasern sind die billigsten und am meisten verwendeten Verstärkungsfasern. Sie besitzen eine hohe Festigkeit und ermöglichen im Vergleich zu Kohlenstofffasern eine höhere Dehnung. Die Glasfasern selbst besitzen isotrope Eigenschaften, wirken aber aufgrund der geometrischen Anordnung im unidirektionalen Langfaserverbund hinsichtlich eines dreidimensionalen Belastungszustandes anisotrop. Ein Faserbündel besteht aus vielen einzelnen Filamenten und wird üblicherweise in Form von Rovings dargereicht. Man unterscheidet zwischen Rovings mit Innenabzug und solchen mit Außenabzug. Glasfasern zeichnen sich durch hohe Zylindrität und eine glatte Oberfläche aus. Die Stärke eines Glasfaserbündels wird in der Einheit Tex angegeben. Die Einheit Tex entspricht dem Gewicht des Faserbündels pro Kilometer Lauflänge in g/km.

Verwendung fanden Advantex[®] Glasfaser-Rovings vom Typ R43S/30 der Firma Owens Corning mit 2400 TEX. Dieser Roving besitzt eine Schlichte, die für die Verwendung in thermoplastischen Werkstoffen entwickelt wurde, um die Haftung zwischen Fasern und Matrix zu verbessern. Die Schlichte wurde speziell auf Polyamid (PA) abgestimmt, der Roving ist aber laut Hersteller auch für weitere Thermoplaste wie PP, PC, oder PPS geeignet. Im folgenden werden tabellarisch einige wichtige Kennwerte der untersuchten Glasfasern zusammengefasst [102].

Tabelle 4.2: Kennwerte der Glasfaser R43S/30

Eigenschaft	Wert / Einheit
Zugfestigkeit	3450 MPa
Bruchdehnung	4,76 [%]
Zugelastizitätsmodul	76 GPa
Faserdurchmesser	17 μm
Dichte	2,60 g/cm^3

4.2.2 Herstellung von Probekörpern

Im Rahmen dieser Arbeit wurden ringförmige Probekörper mit einem Kerndurchmesser von 70 mm hergestellt. Für die vergleichende Parameterstudie wurden

die gewickelten Rohre aus 4 Umfangslagen aufgebaut, ihre Länge betrug 600 mm. Als Ablegebreite des imprägnierten Bandes wurde 5 mm eingestellt. Nach dem Anfahren des Prozesses wurden zunächst 2 Lagen auf einer Breite von 100 mm gesondert abgelegt, bevor mit der Fertigung der Probekörper begonnen wurde. Dies sollte ein Einlaufen des Prozesses und konstante Betriebsverhältnisse gewährleisten. Zum einen dauerte es einige Sekunden, bis sich ein konstanter Schmelzedruck im Extruder und Imprägnierwerkzeug aufgebaut hatte. Zum anderen strömt nach dem Anhalten des Matrixvolumenstroms bei Ende des vorhergehenden Versuchs noch Matrix durch das Imprägnierwerkzeug, bis sich der durch den Extruder aufgebaute Schmelzedruck abgebaut hat. Diese Matrix ist an der Luft in der Temperierkammer thermisch-oxidativem Abbau ausgesetzt. Überschüssiges Matrixmaterial kann manuell durch Herausziehen des imprägnierten Faserbündels oder durch das beschriebene „Vorwickeln“ beseitigt werden.

4.2.3 Charakterisierung der gewickelten Probekörper

Die mechanische Charakterisierung trägt ebenso wie die optische Prüfung und die Bestimmung von Dichte und Porengehalt dazu bei, den Einfluss der Prozessparameter bei der Kombination von Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik auf die Qualität der Bauteile abzuschätzen. Die Vorgehensweise erfolgte iterativ durch die Verarbeitungsschritte Probenfertigung und anschließende Ermittlung ausgewählter Kennwerte zur Beurteilung der gewickelten Rohre. Kriterien für die Auswahl der Prüfmethode sind unter anderem die Anwendbarkeit auf die realisierbaren Probekörpergeometrien, insbesondere im Fall von gewickelten Rohren, und die Aussagekraft bzw. Bedeutung der jeweiligen Eigenschaft für die Verbundqualität [48].

4.2.3.1 Mechanische Prüfungen

Bei faserverstärkten Kunststoffen ist die Anbindung der Faser an die Matrix von entscheidender Bedeutung für die mechanischen Kennwerte. Erst durch die Haftung der beiden Komponenten untereinander entsteht ein Werkstoffverbund, der die Spannungsübertragung von Faser zu Faser ermöglicht. Die in der Grenzschicht auftretenden Haftungsmechanismen sind im Wesentlichen chemisch kovalente Bindungen und sekundäre chemische Bindungen [5].

Die einzelnen Haftungsmechanismen treten in unterschiedlicher Stärke in der Grenzfläche des Verbundwerkstoffes auf. Zur Verbesserung der Faser-Matrix-Haftung werden häufig sogenannte Haftvermittler (Schichten) auf die Oberfläche der Fasern aufgebracht, mit welchen gezielt bestimmte Mechanismen installiert und/oder verstärkt werden.

Bei unidirektional faserverstärkten Verbundwerkstoffen ist die zu erzielende statische Steifigkeit und Festigkeit in Faserrichtung in sehr starkem Maße von den Eigenschaften und dem Volumenanteil der Verstärkungsfasern bestimmt. Für einen ideal konsolidierten und imprägnierten Verbundwerkstoff ist der Elastizitätsmodul im linear-elastischen Verhaltensbereich der beiden Werkstoffkomponenten von Faser- und Matrixmaterial und den entsprechenden Volumenverteilungen abhängig. Er lässt sich mit der sogenannten linearen Mischungsregel ermitteln [3,53]. In erster Näherung kann man auch die zu erwartende Festigkeit auf diese Weise abschätzen.

Quer zur Faserrichtung gehen die Matrixeigenschaften, Störungen der Mesostruktur des Verbundaufbaus (z.B. Poren, Faserschäden, Faseragglomerate) sowie die Güte der Faser-Matrix-Grenzschicht sehr viel stärker in mechanische Eigenschaften ein als dies beispielsweise bei dem von den Eigenschaften der Faser dominierten Zugversuch (in Faserrichtung) der Fall ist. Insbesondere bei chemisch unpolaren Werkstoffen wie PP sind die Haftungseigenschaften entscheidend. Eine große Rolle spielen auch Poren und innere thermisch induzierte Spannungen [42].

Variieren bei gleicher Zusammensetzung die Festigkeiten bzw. Moduli von hergestellten Proben, so kann dies zurückgeführt werden auf [103]:

- Poren und Lufteinschlüsse
- Mangelhafte Imprägnierung (einzelne Fasern oder Faserstränge sind nicht mit Matrix umnetzt) und folglich schlechte Grenzschichthaftung
- Mechanische Schädigung der Fasern bzw. Brüche von Fasern und Matrix

4.2.3.1.1 Ringzugversuch

Ein Ringzugversuch in Anlehnung an die Norm ASTM D 2290-92 ermöglicht eine einfache vergleichende mechanische Charakterisierung, da aus den gewickelten Rohren keine ebenen Probekörper entnommen werden können [104].

Bei diesem Versuch sollen die von außen über zwei Halbschalen eingeleiteten Kräfte in Normalspannungen in Umfangsrichtung des Probenrings umgewandelt werden. Der Versuch ist einfach in der Durchführung (Probenvorbereitung und -aufnahme in die Prüfvorrichtung, sowie Auswertung), nachteilig ist aber die inhomogene Spannungsverteilung um den Umfang des Ringes und die Unstetigkeitsstelle im Spaltbereich der beiden Halbschalen. Hier überlagern sich Zug-, Druck-, Scher- und Biegespannungen. Insbesondere das Auftreten von Biegemomenten trägt zur Spannungs-konzentration bei und verursacht interlaminare, tangential zum Umfang wirkende Scherkräfte. Da im Spaltbereich keine homogene Verteilung der Deformation vorliegt, können gemessene Längenänderungen nicht auf die Prüfkörperlänge bezogen und keine Dehnungen und E-Moduli bestimmt werden. In der Arbeit von Voigtländer [105] wird dieser Versuch und die damit verbundene Problematik ausführlich beschrieben. Als Konsequenz der Spannungs-konzentration ist die gemessene Ringzugfestigkeit gegenüber einachsigen Zugversuchen herabgesetzt (bis zu 20 %).

Für die Reduzierung dieser Einflüsse wurden Halbschalen mit einem kleinen Eckenradius von 1mm und einer minimierten Spalthöhe von 0,2 mm eingesetzt. In der vorliegenden Arbeit wurden aus den gewickelten Probekörpern mit Innendurchmesser von 70mm Rohrabchnitte mit einer Breite von 25 mm gesägt. Die Wandstärke der Ringe ist von den Verarbeitungsparametern bei der Herstellung, insbesondere Faservolumengehalt und Anpressdruck der Konsolidierungsrolle abhängig. Die Dicke und die Breite der Probenringe wurden durch jeweils 2 Messungen an gegenüberliegenden Stellen ermittelt, und auf 0,05mm genau angegeben. Dadurch ergaben sich die beiden Querschnittsflächen A_1 und A_2 . Die Tests wurden auf einer Universalprüfmaschine (Zwick 1485) mit einer Kraftmessdose für den Belastungsbereich bis 250kN durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit betrug bei allen Versuchen 2mm/min. Die Proben wurden so in der Versuchsvorrichtung fixiert, dass sich die gemessenen Flächen A_1 und A_2 im Bereich des Spaltes zwischen den Halbschalen befanden. Das Schema der Prüfvorrichtung ist in Bild 4.10 gezeigt.

Die Ringzugfestigkeit errechnet sich aus der maximalen Prüfkraft F_{\max} bezogen auf die beanspruchte Querschnittsfläche $A = A_1 + A_2$:

$$\sigma_{\text{Ring}} = \frac{F_{\max}}{A_1 + A_2} = \frac{F_{\max}}{(b_1 \cdot d_1) + (b_2 \cdot d_2)}$$

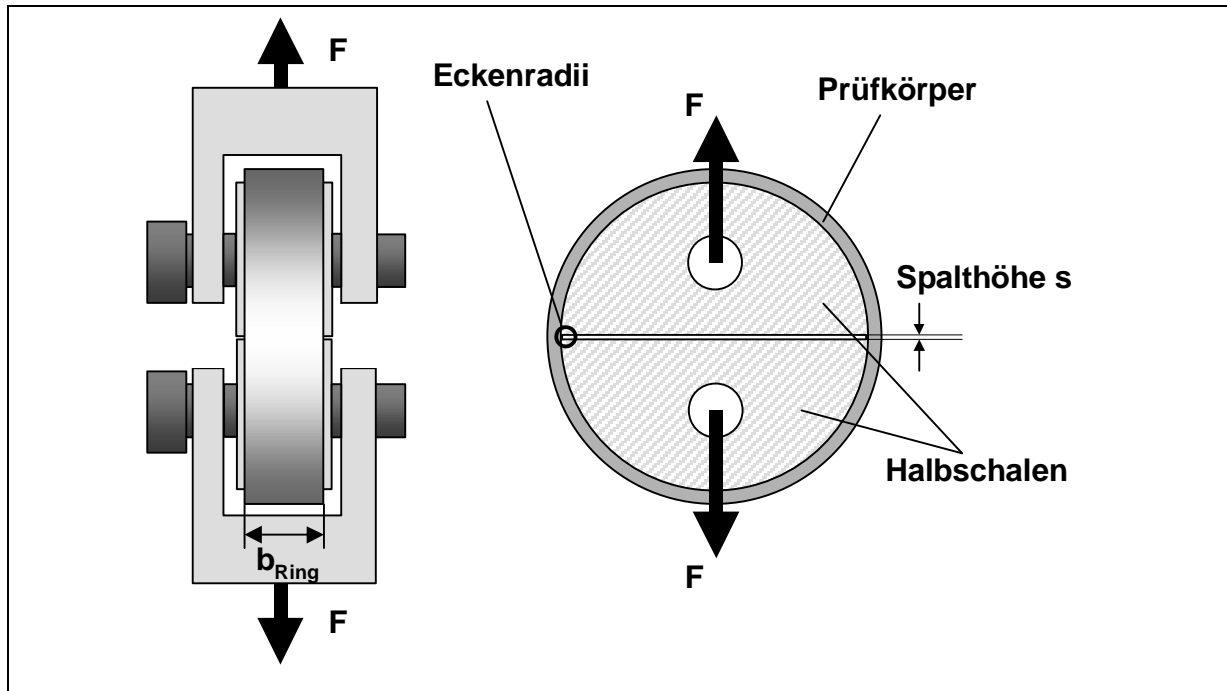


Bild 4.10: Schema der Prüfvorrichtung für die Ringzugversuche

Die Ringzugfestigkeit eines untersuchten Rohres stellt das arithmetische Mittel der Ergebnisse aus Messungen an mindestens 3 Probenringen dar.

4.2.3.3 2 Schertest

In [105,106] ist die Bestimmung von Scherfestigkeiten in UD-verstärkten thermoplastischen Verbundwerkstoffen ausführlich beschrieben. Auch aus [50,107] ist bekannt, dass die Scherfestigkeit empfindlich auf Variationen der Verarbeitungsparameter reagiert. Die oben aufgeführten Haftungsmechanismen zwischen Fasern und Matrix beeinflussen die Scherfestigkeit des Verbundwerkstoffes entscheidend. Liegen in einem Verbund die Fasern teilweise lose in der Matrix oder finden sich Bereiche mit Faseranhäufungen, in die die Matrix nicht eindringen konnte, so sinken die Scherfestigkeiten dramatisch, da die zur Spannungsübertragung zwischen den Fasern notwendige polymere Zwischenschicht fehlt. Ebenso wirken Poren, durch die auch die tatsächliche Scherfläche herabgesetzt wird. Weiterhin wirken Hohlräume und andere Störungen wie Kerben, an denen es zu Spannungsüberhöhungen und einem vorzeitigen Versagen des Verbundwerkstoffes kommen kann.

Parameter, die die Scherfestigkeiten beeinflussen, sind neben Faser-Matrix-Haftung bzw. der Grenzflächenqualität und Porengehalt die Eigenschaften von Fasern und Matrix, bei letzterer insbesondere Scherfestigkeit und Kristallinität.

Der im Rahmen dieser Arbeit angewandte interlaminare Schertest nach Lauke (Druckschertest) [108,109] entspricht einer bruchmechanischen Mode-II-Belastung des Faser-Matrix-Gefüges, wobei die Rissoberflächen in entgegengesetzter Richtung aufeinander abgleiten. Die Lastangriffsebene entspricht der Rissebene. Angemerkt werden sollte, dass der Schertest nach Lauke zu deutlich niedrigeren Werten führt als einige andere Tests, aufgrund von Mode I-Rissausbreitungseffekten an den scharfen Kanten der Schermesser [110]. Der Druckscherversuch nach Lauke ist jedoch einfach in Aufbau, Durchführung und ermöglicht der Verwendung gekrümmter Proben. Die Ergebnisse erlauben eine zuverlässige vergleichende Beurteilung der Bauteilqualität als Funktion der Verarbeitungsparameter.

Die maximale vom Verbund ertragbare Spannung wird mit der in Bild 4.11 gezeigten Schervorrichtung ermittelt.

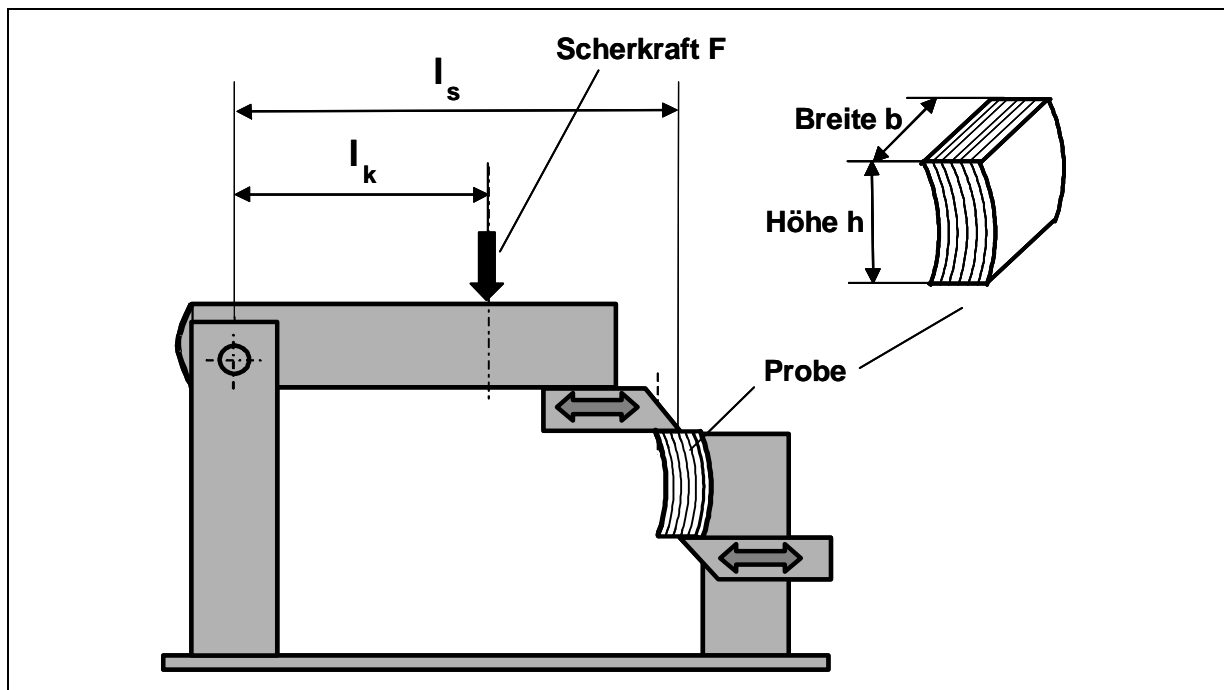


Bild 4.11: Versuchsaufbau zum interlaminaren Schertest

Die Vorrichtung wird in eine universelle Prüfmaschine (ZWICK 1445) eingebaut, welche die Kraft aufbringt. Der Belastungsbereich der verwendeten Kraftmessdose beträgt 0-10 kN. Die Vorschubgeschwindigkeit wird auf 1mm/min festgelegt. Die

Schneiden sind so einzustellen, dass sie sich beim Durchschwingen gerade nicht mehr berühren und die Scherebene mittig durch das Kreisringsegment verläuft. Durch die geometrische Abstimmung von Prüfeinrichtung und Werkstoffprobe ist eine bestmögliche Probenabstützung gewährleistet, so dass es nicht zu einem Verkanten der Proben kommt. Die Probenvorbereitung erfordert eine große Sorgfaltspflicht bezüglich der Parallelität der bearbeiteten Flächen [53,105]. Proben mit einer Höhe h von 9 mm und einer Breite b von 12 mm werden senkrecht zwischen den beiden Schneiden plazierte, so dass die Belastungsrichtung mit der Ausrichtung der Fasern übereinstimmt. Die geometrischen Abmessungen der Schervorrichtung sind so gestaltet, dass bei einer Probenhöhe von 9 mm der Belastungshebel senkrecht zur Belastungsrichtung der Prüfmaschine steht.

In die Berechnung der Scherfestigkeit gehen die Hebelarme der Vorrichtung, die von der Prüfmaschine aufgebrachte Kraft F und die Scherfläche A ein:

$$\tau = \frac{F^*}{A_{\text{Scher}}} = \frac{\frac{l_k}{l_s} \cdot F}{b \cdot h}$$

F^* : Effektive Scherkraft

A_{Scher} : Scherfläche der Probe

l_k, l_s : Hebelarme der Prüfvorrichtung

F : maximale Prüfkraft

b, h : Breite, bzw. Höhe der Probe

Im Idealfall versagt der Verbund schlagartig unter Scherbruch. Unerwünscht ist die plastische Verformung der Probe unter den Auflagen der Schermesser, die zu einem partiellen Versagen an den Auflageflächen durch Druckbelastung führt und häufig ein Abschälen anstelle des erwünschten Scherbruchs einleitet. Dieses partielle Druckversagen findet sich häufig bei Ringsegmenten geringer Dicke. Da die Größe der Auflagefläche unter den Schermessern durch die Dicke des Ringsegmentes vorgegeben ist, kann meist durch Reduzierung der Probenhöhe Abhilfe geschaffen werden. Durch eine derartige Verringerung der Scherfläche kann die nun kleinere, erforderliche Kraft zum Durchschneiden über die Auflageflächen der Probe eingeleitet werden, bevor die kritische Flächenpressung erreicht ist. Im Zuge dieser Maßnahme steht der Belastungshebel nicht mehr senkrecht zur Belastungsrichtung der Prüfmaschine, und die gemessene Scherkraft muss durch den Kosinus des sich einstellenden Winkels dividiert werden.

Typische Diagramme der Versagensarten sind in Bild 4.12 gezeigt.

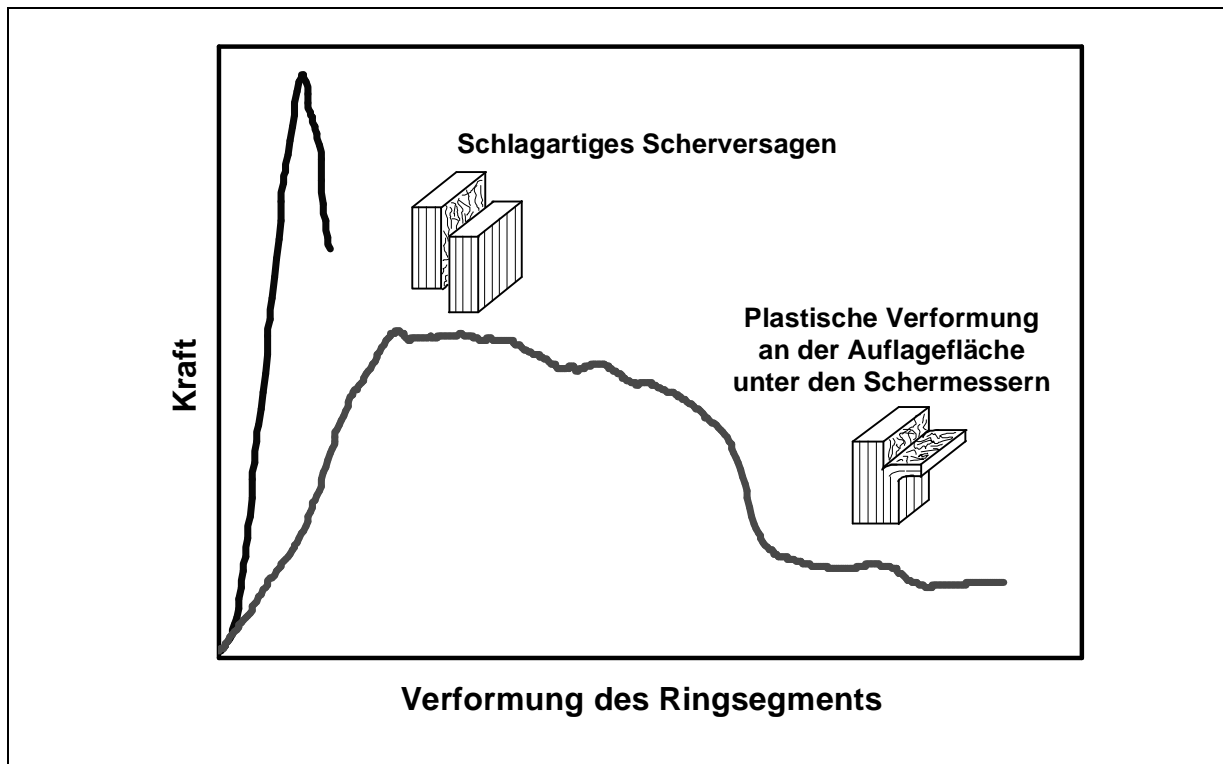


Bild 4.12: Typische Kraft-Weg Diagramme beim interlaminaren Schertest

Die ermittelten Scherfestigkeiten ergeben sich aus dem arithmetischen Mittel von mindestens 5 Einzelmessungen.

4.2.3.2 Gravimetrische Bestimmung von Dichte und Porengehalt

Der Poren-Volumengehalt wird aus dem Verhältnis der tatsächlich gemessenen Dichte und der theoretischen Dichte eines porenfreien Werkstoffes mit dem gleichen Volumengehalt bestimmt:

$$X_V = \frac{\rho_{th} - \rho_{meas}}{\rho_{th}} = 1 - \frac{\rho_{meas}}{\rho_{th}}$$

ρ_{th} : Theoretische Dichte bei Porenfreiheit

ρ_{meas} : Gemessene Dichte

Die Dichte wird nach dem Archimedes-Prinzip gemessen. Dazu wird eine Probe an der Luft und dann in einer Flüssigkeit mit einer bekannten Dichte auf +/- 0,2 mg genau gewogen. Die Dichte eines gewickelten Rohres ist der Mittelwert aus drei Einzelwerten die wie folgt berechnet werden:

$$\rho_{\text{meas}} = \frac{m_a}{m_a - m_w} \rho_w$$

m_a : Masse der Probe an der Luft

m_w : Masse der Probe in Wasser

ρ_w : Dichte von Wasser

Die theoretische Dichte einer porenfreien Probe wird durch Verwendung der ermittelten Faservolumenanteile mit Hilfe der linearen Mischungsregel aus den Dichten von Fasern und Matrix errechnet:

$$\rho_{\text{th}} = \Phi_F \rho_F + (1 - \Phi_F) \rho_M$$

Φ_F : Faservolumenanteil

ρ_F : Dichte der Fasern

ρ_M : Dichte der Matrix

4.2.3.3 Bestimmung des Faservolumenanteils

Die Steifigkeits- und Festigkeitseigenschaften von FKV hängen entscheidend von der Packungsdichte der Fasern ab. Um das Leistungsvermögen eines FKV bewerten zu können ist es daher erforderlich, den Faservolumenanteil zu bestimmen, welcher im Rahmen dieser Arbeit über das Zusammenspiel der Prozessparameter „Imprägnier-/Wickelgeschwindigkeit“ und Matrixvolumenstrom eingestellt wurde.

Ein häufig praktiziertes Verfahren zur Trennung der Verbundbestandteile ist die Veraschung des Thermoplasten. Hierzu werden zunächst die Proben des Materials auf einer Laborfeinwaage mit einer Genauigkeit von +/- 0,2 mg gewogen. Aufgrund der Feuchtigkeitsaufnahme von Polyamiden wurden die Proben mit diesem Matrixwerkstoff zunächst getrocknet. Nachdem die Proben in keramische Tiegel gelegt und die Masse ermittelt wurde, kommen sie für mehrere Stunden in einen Veraschungsofen, in dem die Polymere rückstandslos verbrannt werden. Nach der Abkühlung der Tiegel im Exikator werden die verbleibenden Glasfasern abgewogen.

Bei aus den Herstellerangaben bekannten Dichten von Faser- und Matrixwerkstoff wird der Faservolumenanteil nach folgender Beziehung ermittelt:

$$\Phi_F = \frac{\frac{m_F}{\rho_F}}{\frac{m_F}{\rho_F} + \frac{m_M}{\rho_M}}$$

m_F : Masse der Fasern

m_M : Masse der Matrix

Für die Ermittlung des Faservolumenanteils wurde der Mittelwert aus drei Messungen einer Probencharge genommen.

4.2.3.4 Optische Prüfungen

Von allen Versuchschargen wurden willkürlich Proben entnommen und in Epoxidharz eingebettet. Anschließend wurden Schlitze senkrecht zur Faserorientierung angefertigt. Unter dem Lichtmikroskop im Auflichtverfahren lassen sich so Erkenntnisse über die Imprägniergüte und die Faser-Matrix-Verteilung, sowie Poren im Querschnitt gewinnen. Aufgrund der großen Anzahl von Proben wurde auf eine analytische Auswertung der Schlitze mittels Bildverarbeitungssoftware verzichtet. Im Gegensatz zur gravimetrischen Methode der Bestimmung des Porengehaltes, die einen integralen Wert über das komplette untersuchte Probenvolumen liefert, können aus Schliffen nur Erkenntnisse über die jeweils betrachtete Oberfläche gewonnen werden. Dennoch stellen sie die einzige Möglichkeit dar, zuverlässige, zweidimensionale Aussagen über die Porengröße, -form und -verteilung zu treffen. Schliffbilder von Proben werden exemplarisch in Kapitel 4.4.1 vorgestellt.

4.3 Ergebnisse

4.3.1 Versuche mit Polypropylen (PP)-Matrix

Ausgangspunkt für die Untersuchung der Einflüsse der Verarbeitungsbedingungen war ein in Vorversuchen gewonnener Standardparametersatz.

Tabelle 4.3: Parametersatz zur Inbetriebnahme der Anlage mit Polypropylen

Imprägniertemperatur T	210 °C
Faserbündelvorkraft F_{vor}	8 N
Eingestellter Faservolumengehalt Φ_F	25 %
Imprägnier- und Wickelgeschwindigkeit v	9 m/min
Anpressdruck Konsolidierungsrolle p_{Rolle}	2 bar
Nip-Point-Temperatur T_{Nip}	200°C

Die Thermoplastschmelze, die Imprägnierwerkzeuge, sowie die Temperierzelle wurden jeweils auf die gleiche Temperatur eingestellt und im folgenden, wie in Tabelle 4.3, nur noch als Imprägniertemperatur bezeichnet. Die Nip-Point-Temperatur wurde über ein Heißluftgebläse eingestellt und mittels eines Pyrometers gemessen.

4.3.1.1 Einfluss der Imprägniertemperatur

Die Bilder 4.13 und 4.14 zeigen den Einfluss der Imprägniertemperatur auf die Eigenschaften der gewickelten Rohre. Aufgrund möglichen thermischen Abbaus der Schmelze laut Herstellerangaben wurde die Imprägniertemperatur nicht weiter erhöht.

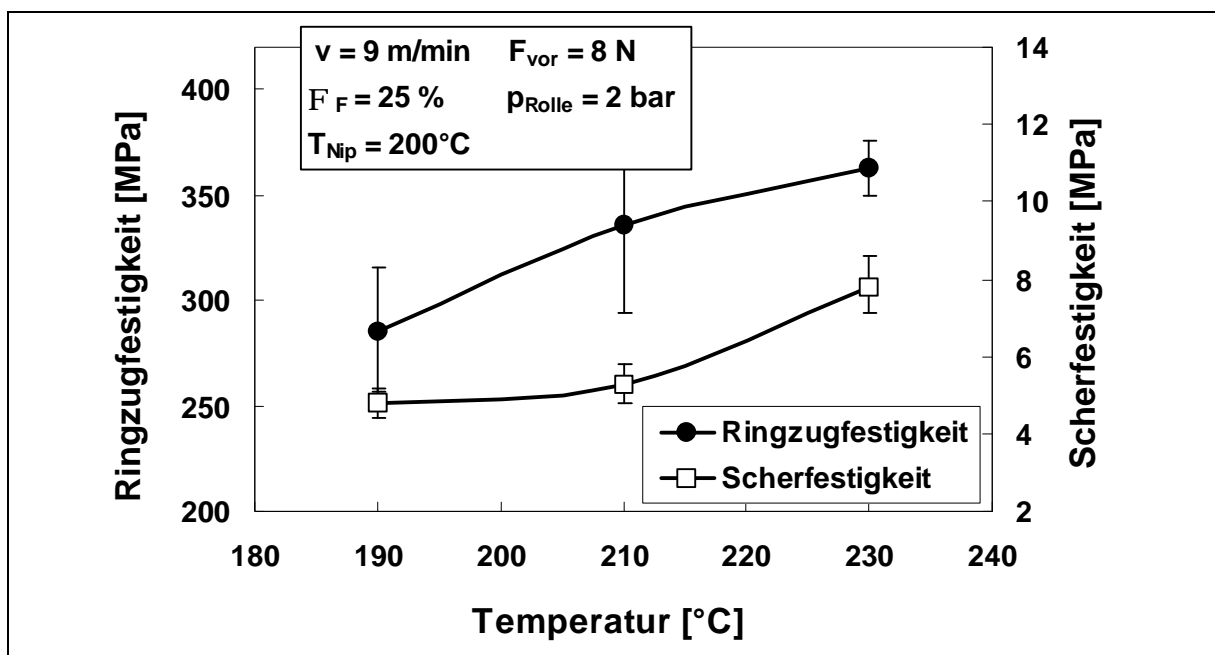


Bild 4.13: Mechanische Kennwerte für GF/PP als Funktion der Imprägniertemperatur

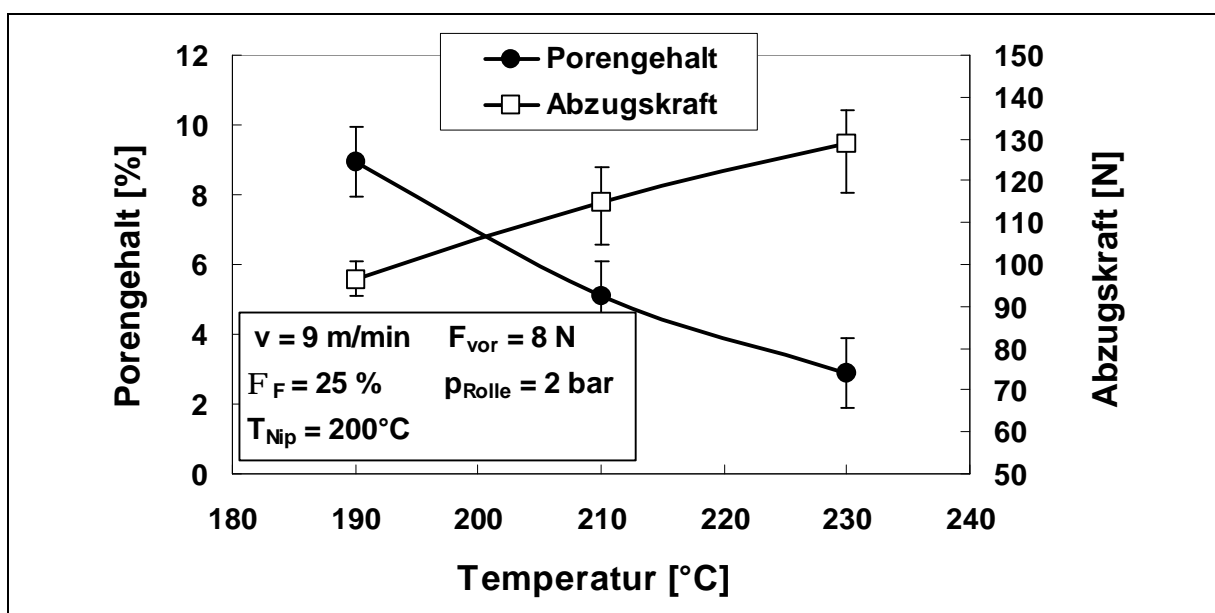


Bild 4.14: Porengehalt und Abzugskräfte für GF/PP als Funktion der Imprägniertemperatur

Mit Erhöhung der Temperatur ist ein Anstieg der mechanischen Eigenschaften zu verzeichnen, der mit einem Absinken des Porengehalts einhergeht. Eine Erhöhung der Imprägniertemperatur bewirkt zweierlei, eine niedrigere Schmelzeviskosität, welche die Imprägnierung begünstigt, und eine höhere Tapetemperatur am Nip-Point. Mit steigender Temperatur nehmen auch die erforderlichen Abzugskräfte zu.

4.3.1.2 Einfluss der Prozessgeschwindigkeit

Für alle Fertigungsverfahren ist die realisierbare Verarbeitungsgeschwindigkeit eine insbesondere aus wirtschaftlicher Sicht sehr wichtige Größe.

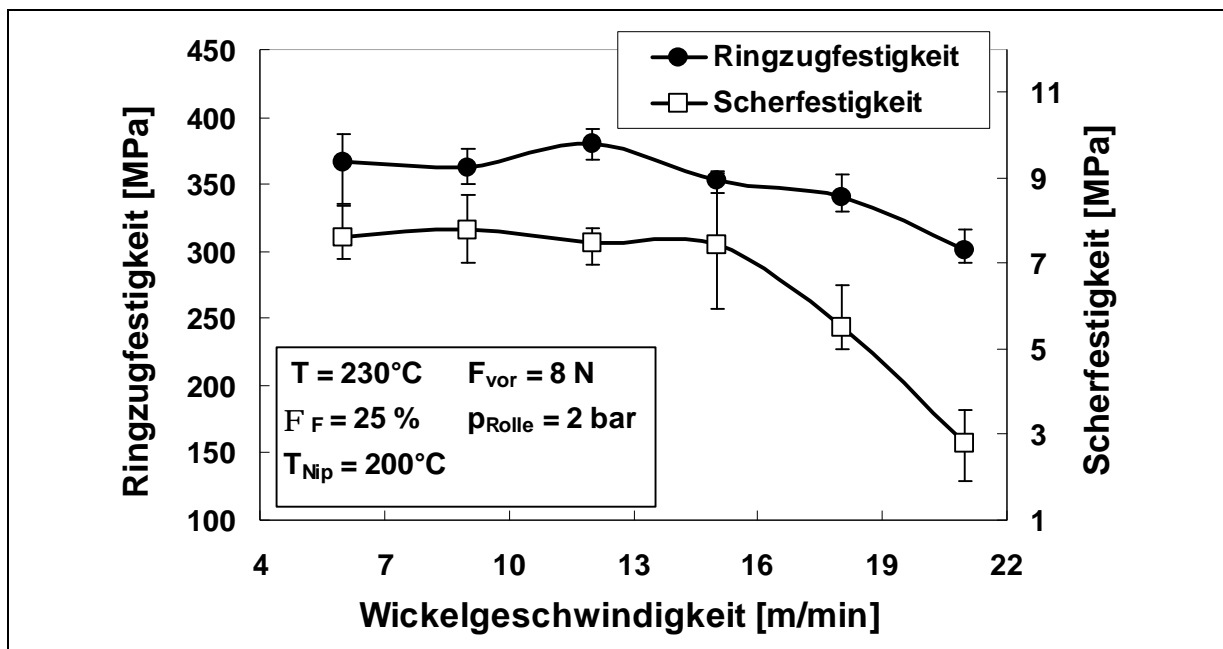


Bild 4.15: Mechanische Kennwerte für GF/PP als Funktion der Prozessgeschwindigkeit

Bis zu einer Verarbeitungsgeschwindigkeit von 15 m/min bleiben die mechanischen Kennwerte nahezu unverändert (Bild 4.15). Eine Erhöhung der Geschwindigkeit bewirkt eine Verringerung der für die Imprägnierung und Konsolidierung zur Verfügung stehenden Zeit (zunehmender Porengehalt), obwohl der Imprägnierungsgrad bei dieser Geschwindigkeit immer noch als gut zu bezeichnen ist. Gleichzeitig ist ein linearer Anstieg der erforderlichen Abzugskräfte zu verzeichnen (Bild 4.16). Ab einer Geschwindigkeit von 15m/min kam es im Prozess zu sichtbaren Brüchen einzelner Filamente, die auf die hohen Zugkräfte zurückgeführt werden können.

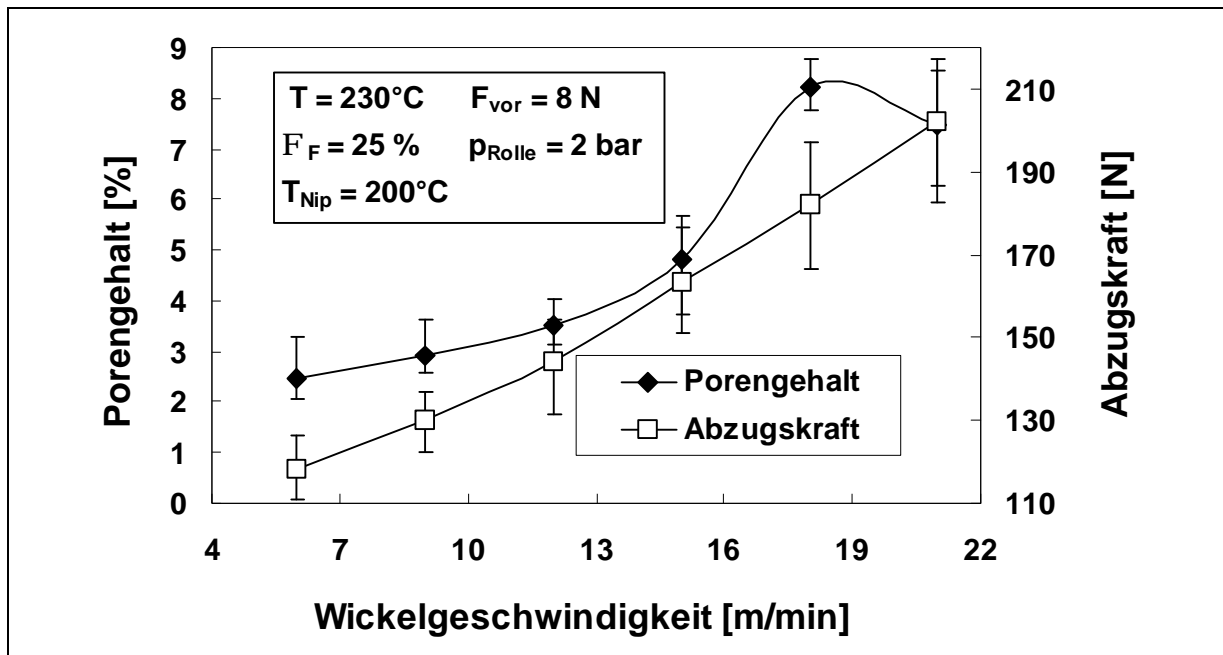


Bild 4.16: Poreng Gehalt und Abzugskräfte für GF/PP als Funktion der Prozessgeschwindigkeit

4.3.1.3 Einfluss der Faserbündelspannung

Trotz der Problematik zu hoher Abzugskräfte ist das Einbringen einer gewissen Faserbündelvorspannung durch die Magnetpulverbremse am Spulenständer erforderlich, um die mit Schlichte versehenen Fasern zu vereinzeln und eine Egalisierung des Faserbündels über der Werkzeugbreite und über die gesamte Imprägnierlänge zu gewährleisten.

Bild 4.17 zeigt, dass es offensichtlich eine optimale Faserbündelvorkraft gibt. Während die mechanischen Eigenschaften als Funktion der Faserbündelvorkraft ein Maximum durchlaufen, wird gleichzeitig ein minimaler Poreng Gehalt erreicht (Bild 4.18).

Die einzustellende Größe der Faserbündelvorkraft ergibt sich für eine Prozessparameterkombination aus einer kritischen Obergrenze für die Abzugskraft, bei der der Poreng Gehalt ein Minimum durchläuft. Abzugskräfte können nicht nur Filamentschädigungen bewirken, es kommt auch zu einer Verdichtung des Faserbündels in radialer Richtung durch die Umlenkung auf den Imprägnierädern, also zu einer Verringerung der Permeabilität für Thermoplastschmelze. Inwieweit darüber hinaus unetige, gebrochene Filamente den Poreng Gehalt beeinflussen, kann nicht festgestellt werden.

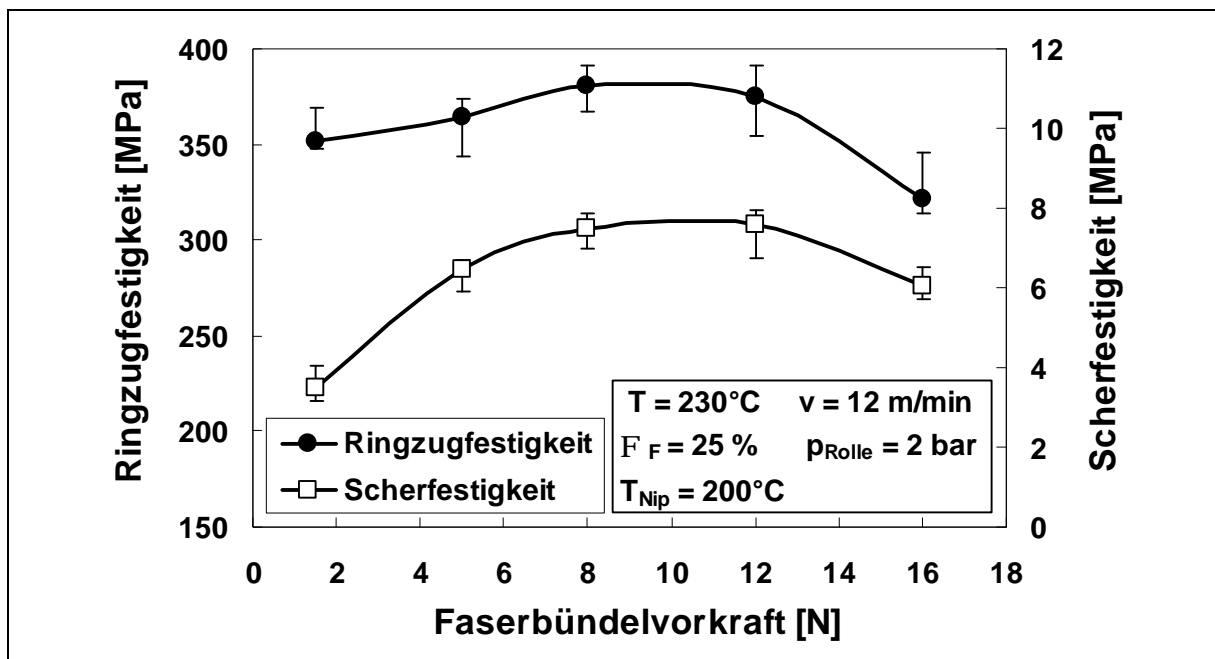


Bild 4.17: Mechanische Kennwerte für GF/PP als Funktion der Faserbündelvorkraft

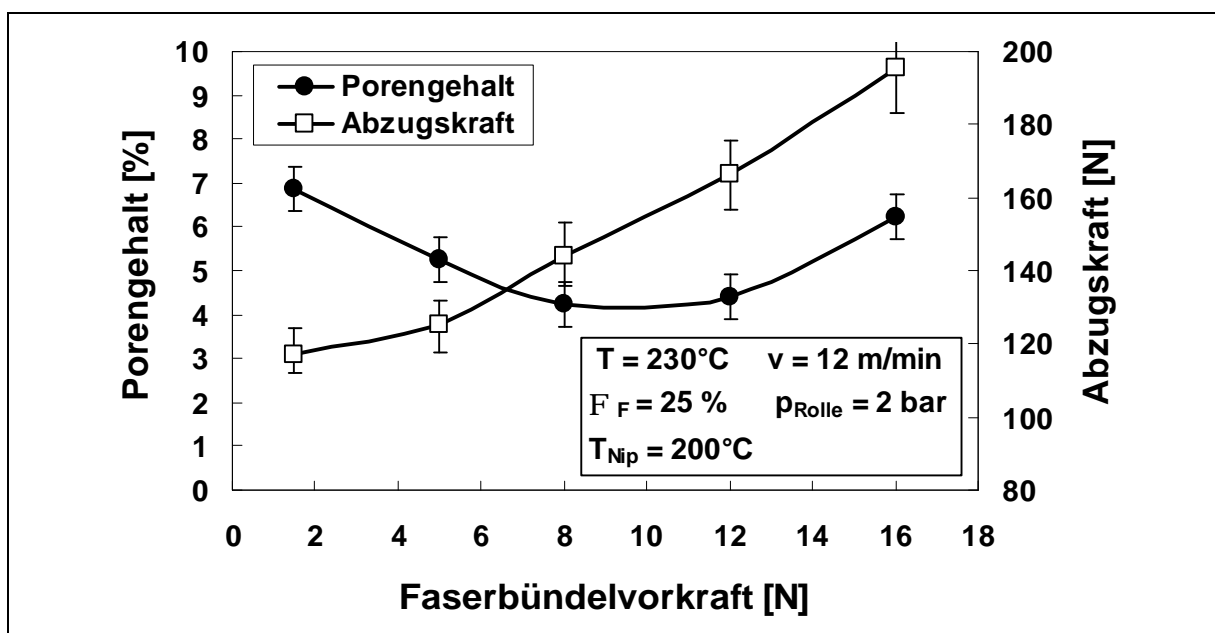


Bild 4.18: Porengehalt und Abzugskräfte für GF/PP als Funktion der Faserbündelvorkraft

4.3.1.4 Einfluss des Konsolidierungsdrucks

Obwohl auch die erforderlichen Abzugskräfte einen Druck in radialer Richtung erzeugen, wird ohne Verwendung einer Anpressrolle keine gute Konsolidierung erreicht. Mit steigendem Anpressdruck der Konsolidierungsrolle steigen Ringzug- und

Scherfestigkeit bei abnehmendem Porengehalt (Bilder 4.19 und 4.20). Bei etwa 4 bar ist ein Maximum erreicht, eine weitere Erhöhung bewirkt keine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften mehr.

Daneben wird erst durch Einsatz eines Konsolidierungswerkzeuges eine glatte, optisch ansprechende Oberfläche der gewickelten Rohre erzielt.

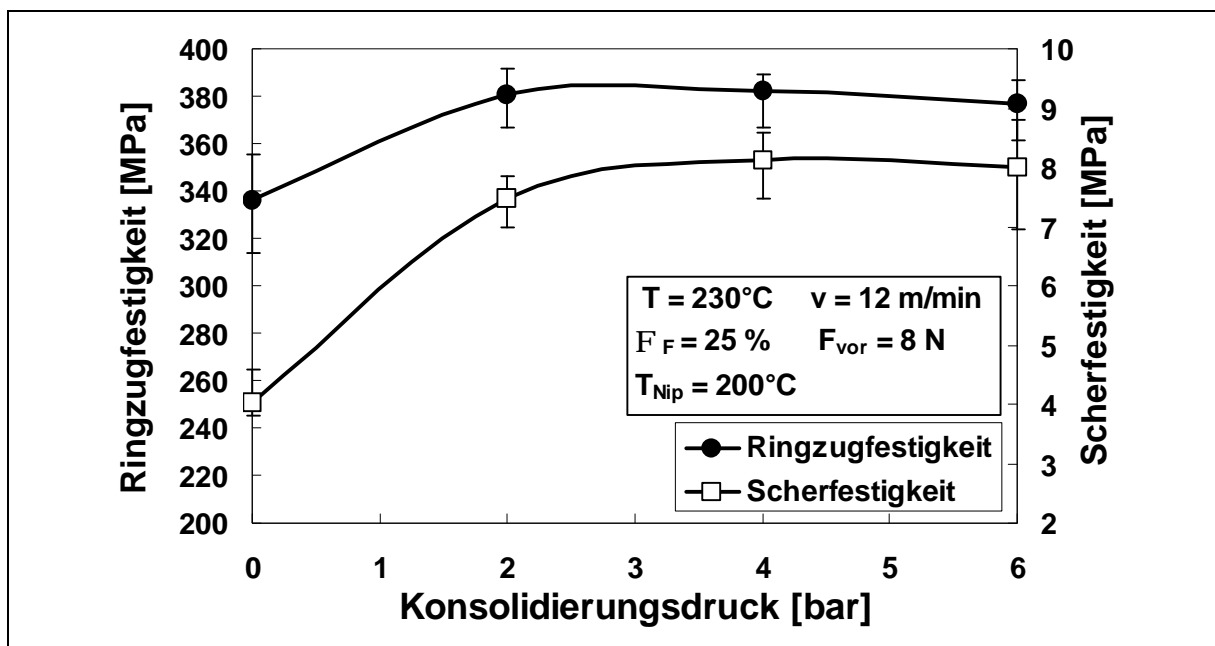


Bild 4.19: Mechanische Kennwerte für GF/PP als Funktion des Konsolidierungsdrucks

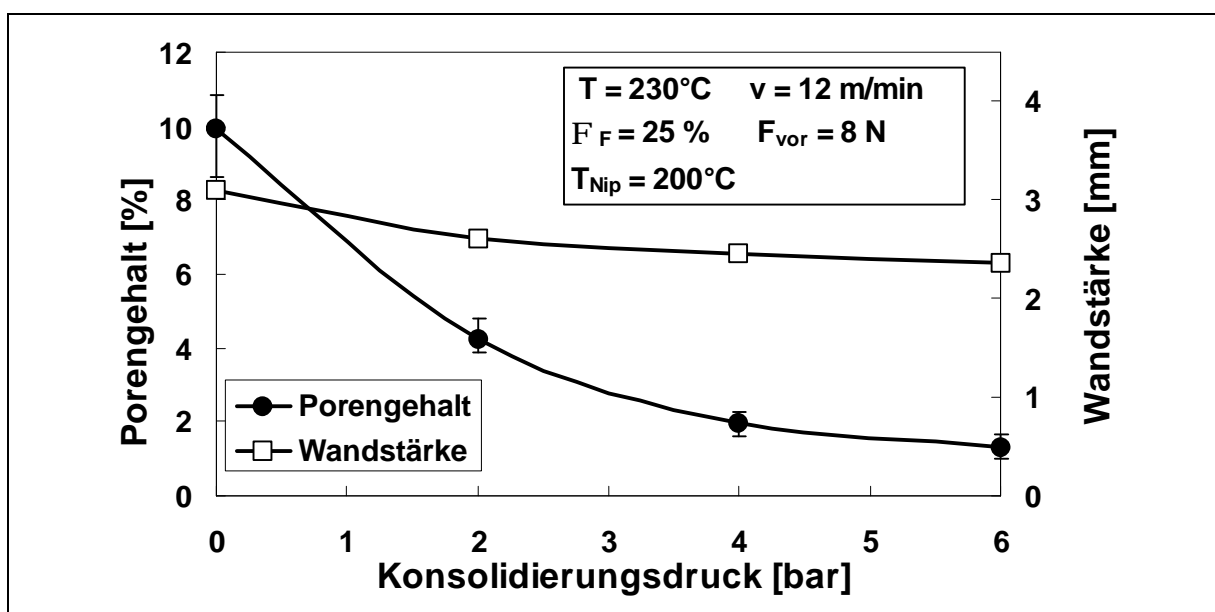


Bild 4.20: Porengehalt und Abzugskräfte für GF/PP als Funktion des Konsolidierungsdrucks

4.3.2 Versuche mit Polyamid 12 (PA12)-Matrix

Ausgangspunkt für die Verarbeitungsversuche mit Vestamid[®] L1670 war folgender Standardparametersatz:

Tabelle 4.4: Parametersatz zur Inbetriebnahme der Anlage mit Polyamid 12

Imprägniertemperatur T	240 °C
Faserbündelvorkraft F_{vor}	8 N
Eingestellter Faservolumengehalt Φ_F	25 %
Imprägnier- und Wickelgeschwindigkeit v	9 m/min
Anpressdruck Konsolidierungsrolle p_{Rolle}	4 bar
Nip-Point-Temperatur T_{Nip}	200°C

Ausgehend von den für GF/PP gewonnenen Erkenntnissen wurde die Imprägnier-temperatur auf die laut Hersteller vertretbare Obergrenze von $T = 240^\circ\text{C}$ gesetzt und nicht mehr variiert. Gleiches gilt für den Konsolidierungsdruck ($p_{\text{Rolle}} = 4 \text{ bar}$).

4.3.2.1 Einfluss der Prozessgeschwindigkeit

Im Vergleich zu GF/PP kommt es bei der Werkstoffkombination GF/PA12 schon bei geringeren Prozessgeschwindigkeiten zu einer Reduktion der erreichbaren Zug- und Scherfestigkeiten (Bild 4.21).

Bei Porengehalten auf ähnlichem Niveau kann dies auf zu hohe Abzugskräfte zurückgeführt werden, da eine hohe Imprägniergüte erreicht wird. Dies konnte schon vor der Probencharakterisierung beim Verarbeiten anhand gebrochener Fasern beobachtet werden.

Bild 4.22 stellt die Verläufe von Abzugskraft und Porengehalt als Funktion der Geschwindigkeit dar.

Ein Vergleich mit Bild 4.16 ergibt, dass der Porengehalt für dieses System etwas geringer ist, während die Abzugskräfte bei ähnlichem, nahezu linearen Kurvenverlauf auf einem deutlich höheren Niveau liegen.

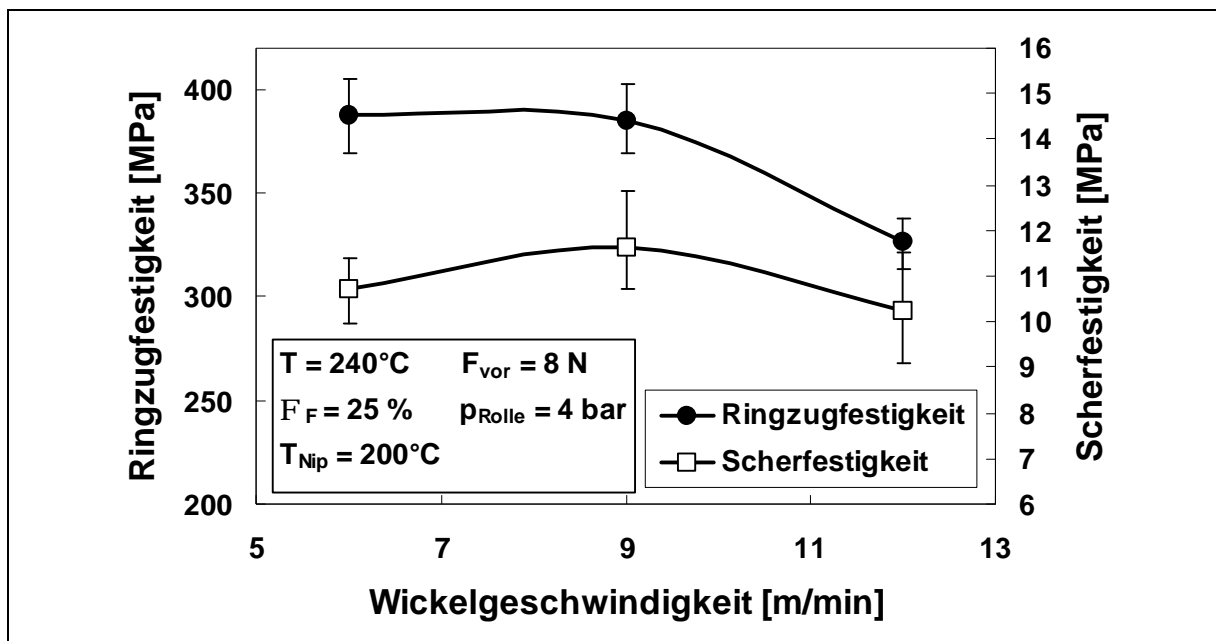


Bild 4.21: Mechanische Kennwerte für GF/PA12 als Funktion der Prozessgeschwindigkeit

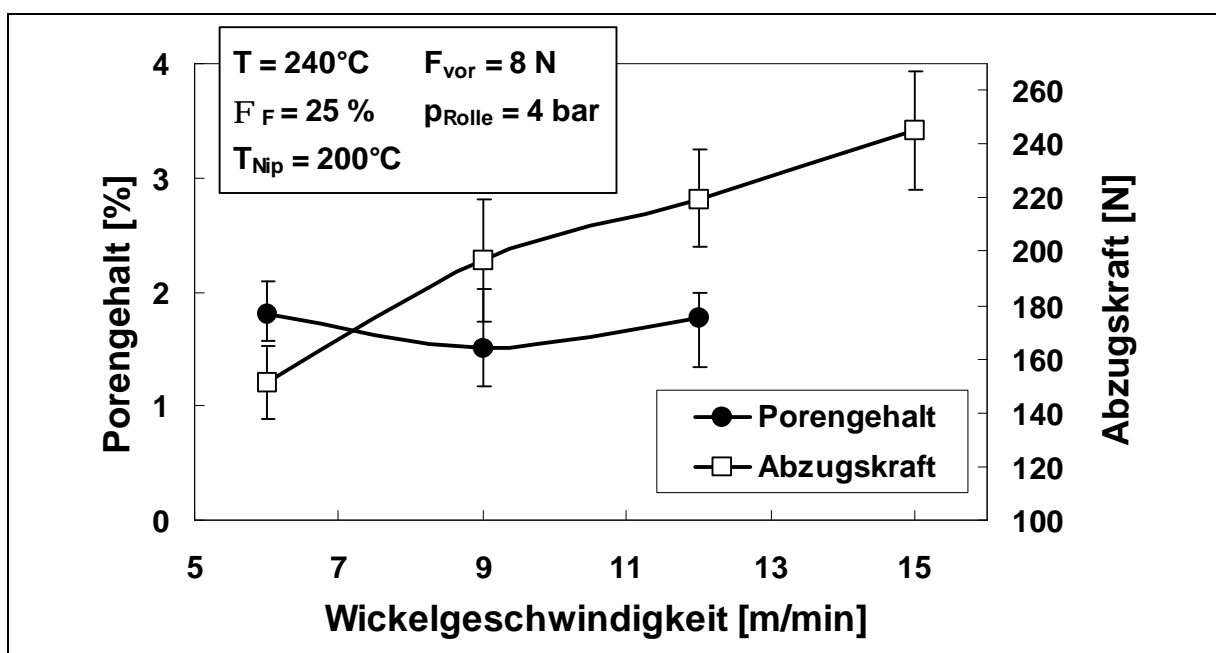


Bild 4.22: Porengehalt und Abzugskräfte für GF/PA12 als Funktion der Prozessgeschwindigkeit

4.3.2.2 Einfluss der Faserbündelspannung

Wie für GF/PP durchlaufen die mechanischen Kennwerte bei Variation der Faserbündelvorkraft ein ausgeprägtes Maximum (Bild 4.23). Allerdings ist hier die optimale Vorkraft mit 5 N gegenüber 8 N niedriger. Dieses Ergebnis ist wie schon bei Variation

der Prozessgeschwindigkeit auf die erheblich höheren erforderlichen Abzugskräfte zurückzuführen (Bild 4.24). Auch in diesem Fall waren für größere Vorkräfte Filamentschädigungen beim Verarbeiten optisch feststellbar.

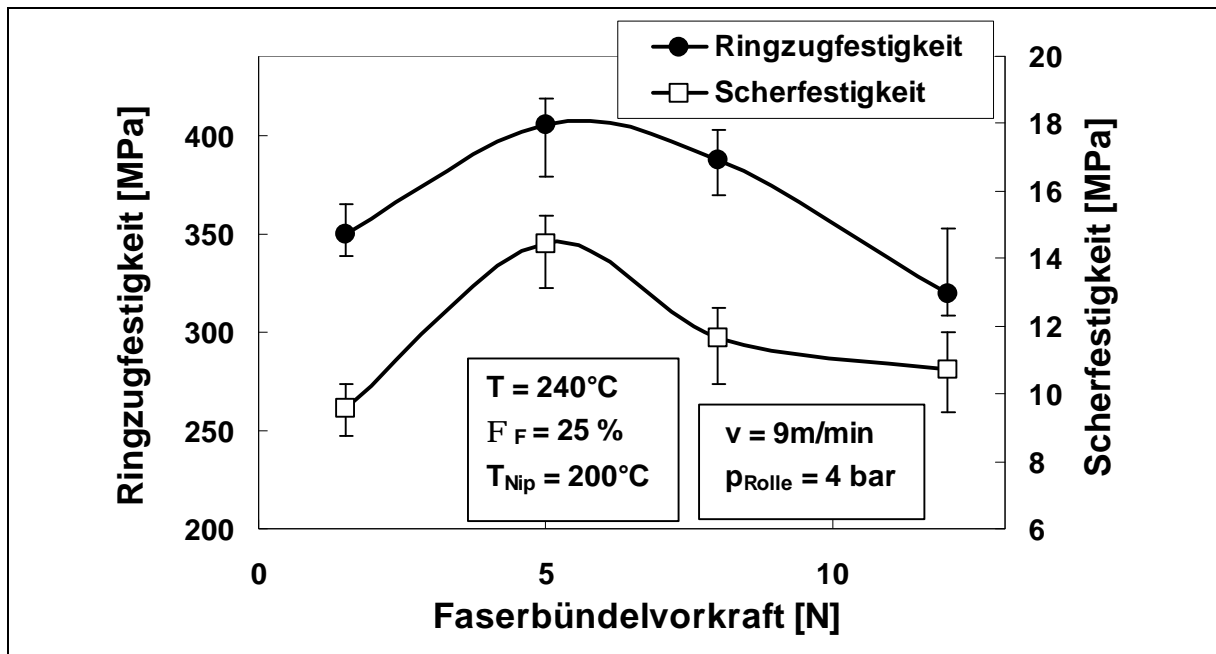


Bild 4.23: Mechanische Kennwerte für GF/PA12 als Funktion der Faserbündelvorkraft

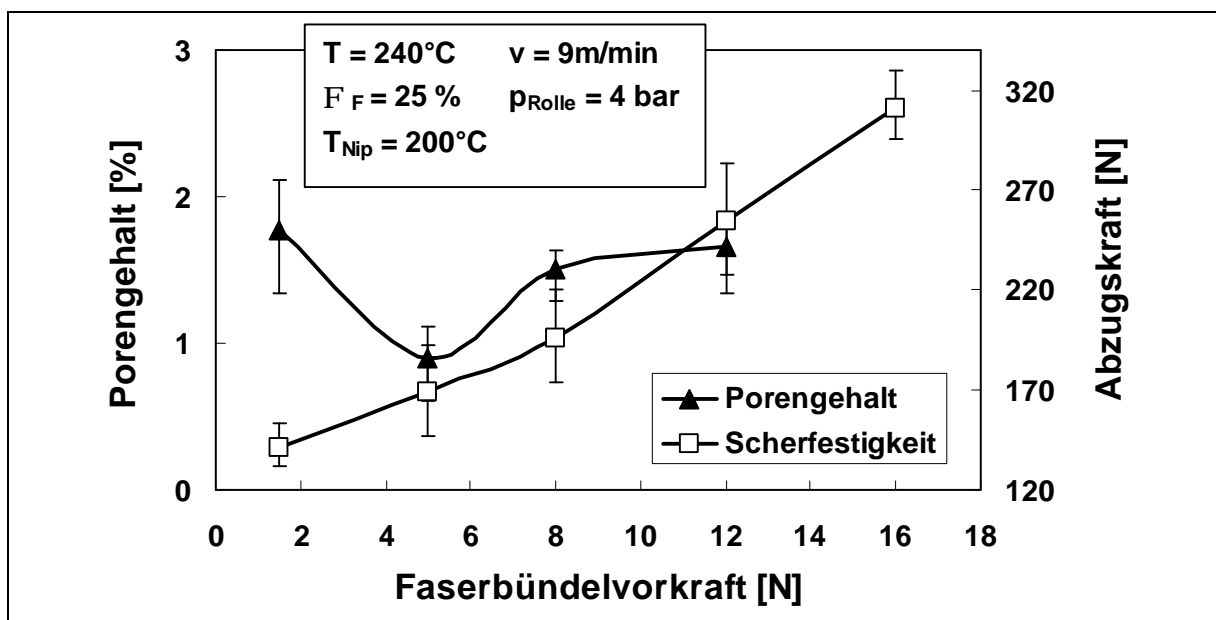


Bild 4.24: Porengehalt und Abzugskräfte für GF/PA12 als Funktion der Faserbündelvorkraft

4.3.2.3 Einfluss der Nip-Point-Temperatur

Ein Parameter, der im Rahmen der Untersuchungen mit GF/PP noch nicht betrachtet wurde, ist die über ein Heißluftgebläse eingestellte Temperatur am Ablegepunkt, die mittels eines Pyrometers gemessen wurde.

Gegenüber der Nip-Point-Temperatur des Standardparametersatzes konnten durch Temperaturerhöhung nur noch geringfügige Verbesserungen des mechanischen Eigenschaftsniveaus erzielt werden. Die Bedeutung dieses Parameters wird jedoch durch die deutlich schlechtere Scherfestigkeit bei $T_{\text{Nip}} = 180^\circ\text{C}$ deutlich (Bild 4. 25).

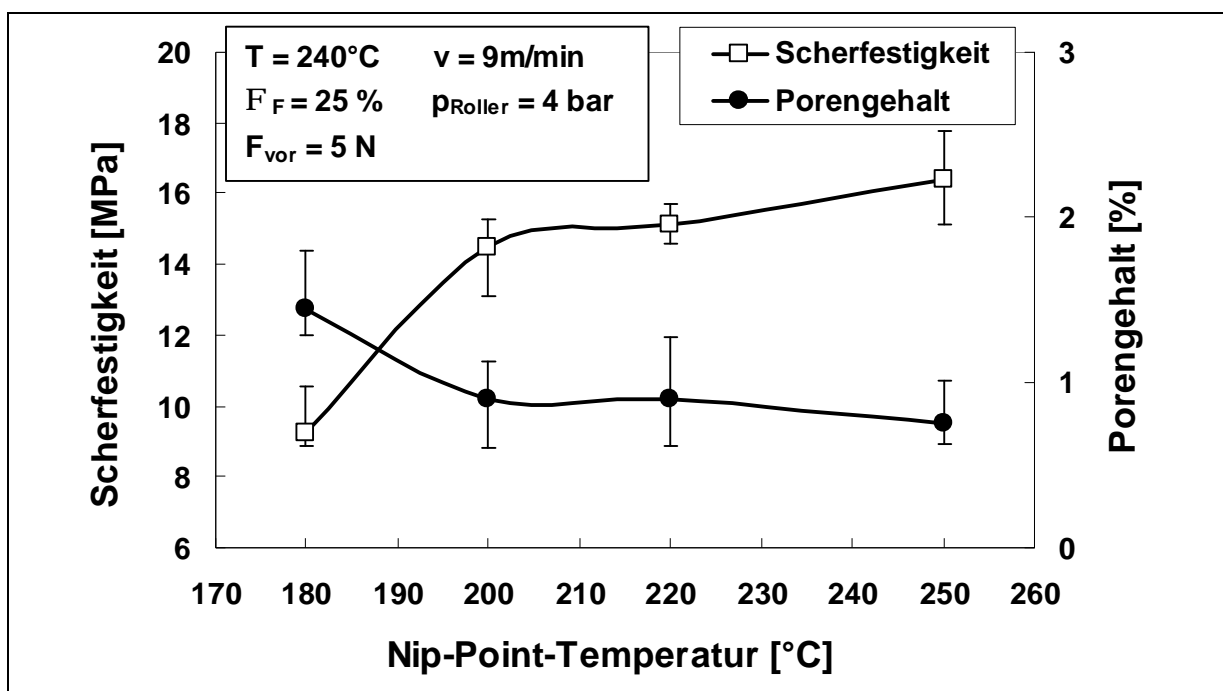


Bild 4.25: Scherfestigkeit und Porengehalt für GF/PA12 als Funktion der Nip-Point-Temperatur

4.3.3 Variation des Faservolumengehalts in radialer Richtung

Bei der Weiterverarbeitung vorimpregnierter Halbzeuge in der Wickeltechnik kann kein Einfluss auf den Faservolumengehalt genommen werden, da dieser durch das Halbzeug vorbestimmt ist. In vielen Fällen ist aber eine graduelle Faserdichteverteilung über den Bauteilquerschnitt wünschenswert, die mit der Prozesskombination aus Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik erreicht werden kann. Zur Realisierung können zwei Wege beschritten werden: (a) Anpassung des erforderlichen Matrixvolumenstroms bei konstanter Prozessgeschwindigkeit oder (b) bei

konstantem Matrixvolumenstrom Anpassung der Verarbeitungsgeschwindigkeit an den gewünschten Faservolumengehalt.

Die Anpassung der Schmelzezufuhr dauert nach entsprechender Einstellung einige Sekunden, bis sich der für einen konstanten Volumenstrom erforderliche Druck aufgebaut hat. Eine Variation der Prozessgeschwindigkeit ist jedoch nicht praktikabel, da aus wirtschaftlichen Gründen jeweils mit der für eine geforderte Bauteilqualität größt möglichen Geschwindigkeit gearbeitet wird.

Es wurden auch hier 4-lagige Probekörper gewickelt, wobei der Faservolumengehalt von Lage zu Lage variiert wurde. Für die erste Lage auf dem Wickelkern und die Deckschicht wurde ein niedriger Faservolumengehalt gewählt, um möglichst glatte, homogen aussehende Oberflächen zu erzielen. Die Faservolumengehaltsfolgen betrugen 15% - 25 % - 35% - 15%, bzw. 15% - 35% - 45% - 15%.

Eine Veraschung der Proben ergab für GF/PP einen durchschnittlichen Volumenanteil an Fasern von 21,8% bzw. 26,8%, im Fall von GF/PA12 von 21,1% bzw. 26,9%. Die Abweichungen von den rechnerischen Sollwerten von 22,5% bzw. 27,5% liegen im Bereich der Proben, die ohne Variation der anteiligen Zusammensetzung von Fasern und Matrix gefahren wurden.

Die ermittelten Kennwerte der Proben mit radialer Filamentdichteverteilung (graue Messpunkte) wurden Proben mit einem über die Wandstärke konstanten Faservolumenanteil für GF/PP gegenübergestellt (Bilder 4.26 bis 4.27).

Sowohl für GF/PP als auch GF/PA12 liegen die Werte im Rahmen dessen, was aufgrund des Gesamtfaservolumengehaltes im Bauteil zu erwarten war.

Dies gilt insbesondere unmittelbar für die Ringzugfestigkeit. Für die Scherfestigkeit muss berücksichtigt werden, dass die Scherebene durch die Mitte der Probe verläuft. Das bedeutet, dass man sich an den Werten der höheren Faservolumengehalte für die mittleren Lagen orientieren muss.

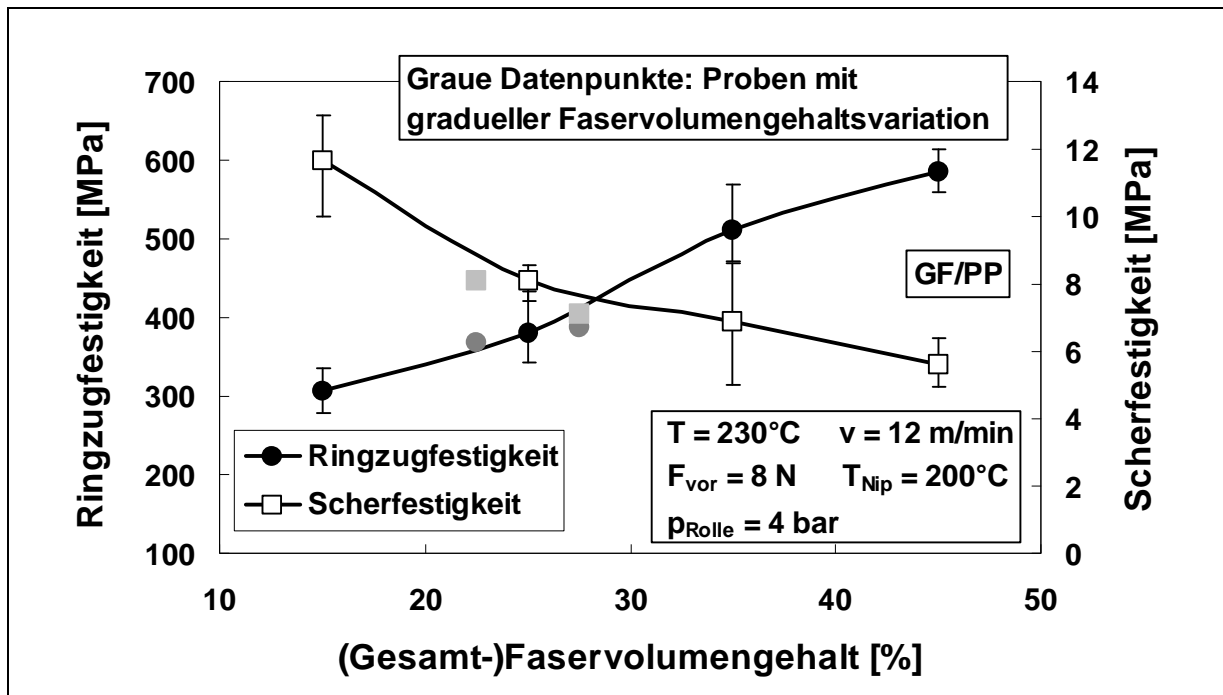


Bild 4.26: Mechanische Kennwerte für GF/PP als Funktion des Faservolumengehalts

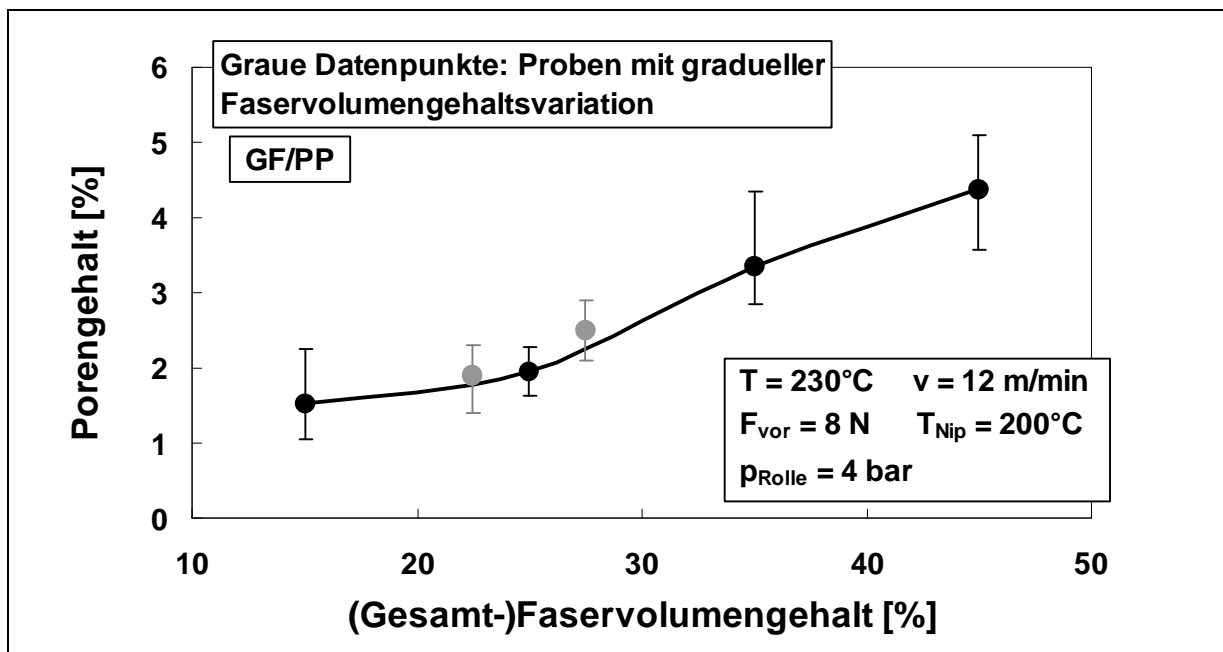


Bild 4.27: Porengehalt für GF/PP als Funktion des Faservolumengehalts

4.4 Diskussion der Untersuchungen

4.4.1 Bewertung und Interpretation der Ergebnisse

Die erreichbaren Scherfestigkeiten von GF/PA12 liegen deutlich über denen von GF/PP bei gleicher Imprägniergüte, während bei den faserdominierten Ringzugfestigkeiten erwartungsgemäß nur geringe Unterschiede auftreten. Dies ist nicht überraschend, da die Scherfestigkeit der PA12-Matrix deutlich über der von PP liegt. In welchem Maß ein Lasttransfer in einem FKV stattfinden kann ist zusätzlich aber noch von der Güte der Faser-Matrix-Anbindung abhängig. Ein hoher Imprägnierungsgrad ist Voraussetzung für ein gutes Lastübertragungsverhalten zwischen Fasern und Matrix, ebenso wie die Güte der Konsolidierung zwischen den einzelnen Lagen – beide garantieren aber noch kein hohes mechanisches Eigenschaftsniveau.

Die verwendeten Glasfasern sind mit einer Schlichte, die speziell auf PA12 abgestimmt ist, behandelt. Obwohl der Hersteller auch auf die Eignung der Faserschlichte zur Verwendung mit PP verweist, konnte bei den Verarbeitungsversuchen bei diesem Werkstoffsystem keine gute Faser-Matrix-Anbindung erreicht werden.

Bild 4.28 zeigt Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen von Scherflächen beider Werkstoffsysteme im Vergleich.

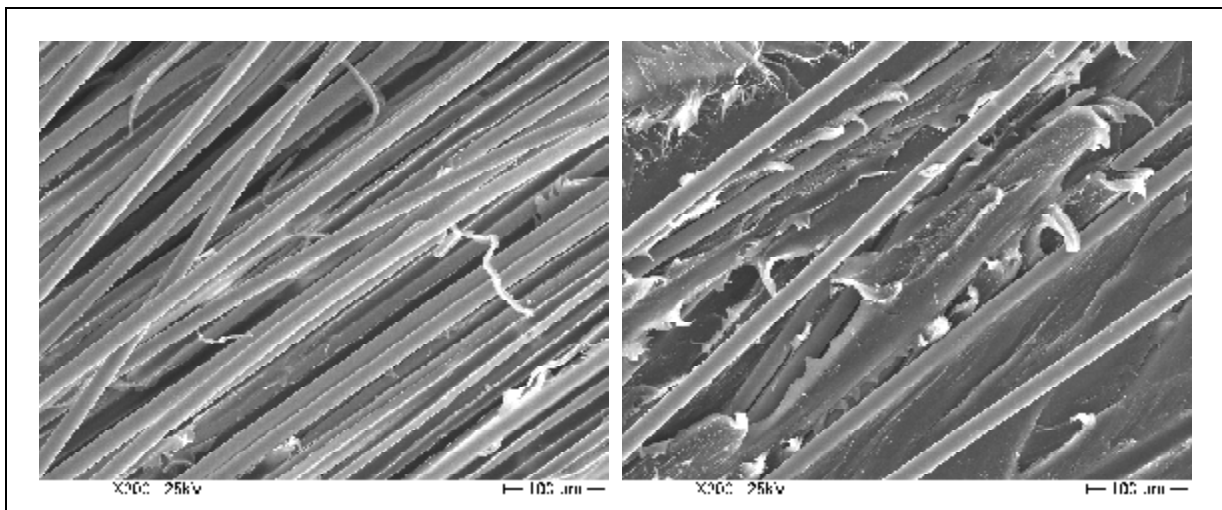


Bild 4.28: REM-Bilder der Scherflächen von GF/PP (links) und GF/PA12 (rechts)

Während für GF/PP die blanken Fasern ohne Matrixreste auf eine schlechte Faser-Matrix-Anbindung schließen lassen, sind im Fall von GF/PA12 noch Reste an-

haftender Matrix an den Fasern zu finden, ein deutlicher Hinweis für eine gute Grenzflächenanbindung.

Für ein vorgegebenes Materialsystem spiegeln sich verarbeitungsbedingte Qualitätsprobleme, messbar anhand mechanischer Eigenschaften, im Porengehalt wider, wie in den Bilder 4.29 und 4.30 gezeigt.

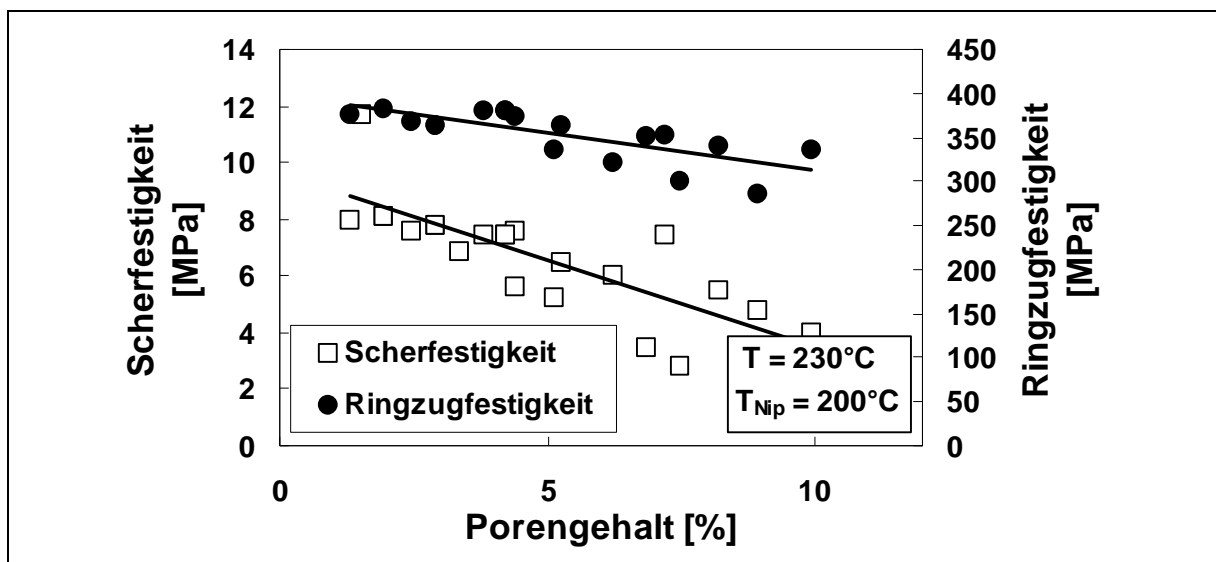


Bild 4.29: Einfluss des Porengehalts auf mechanische Kennwerte von GF/PP

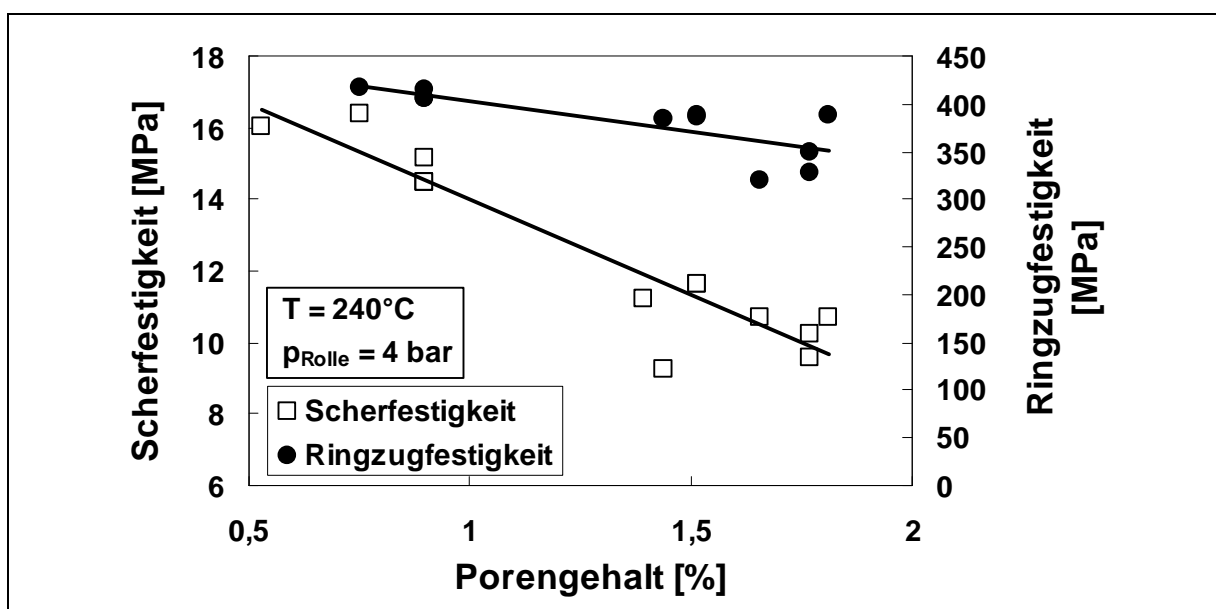


Bild 4.30: Einfluss des Porengehalts auf mechanische Kennwerte von GF/PA12

Die Scherfestigkeit reagiert sensibler auf Variationen der Prozessparameter als die stark faserdominierte Ringzugfestigkeit, weil durch Poren unmittelbar die effektive Scherfläche herabgesetzt wird.

Ein hoher Porengehalt ist nicht unbedingt auf eine schlechte Imprägnierung zurückzuführen, da insbesondere bei unzureichendem Konsolidierungsdruck mit größeren Poren zwischen den Lagen zu rechnen ist (interlaminar voids). Eine ungenügende Imprägnierung, wie sie meist im Bereich von Filamentagglomerationen bei unzureichender Faserbündel legalisierung vorzufinden ist, bedeutet, dass die Räume zwischen einzelnen Filamenten nicht (vollständig) mit Matrix gefüllt werden konnten und daher zur Erhöhung des Porengehalts beitragen.

Mit Zunahme des Faservolumengehalts kommt es zu einem Absinken der erreichten Scherfestigkeiten, wie anhand des Bildes 4.26 dargestellt wurde. Ein Grund liegt in der starken Abhängigkeit der Scherfestigkeiten von der Güte der Faser-Matrix-Grenzfläche. Da die Grenzflächengüte bei gleichem Werkstoffsystem konstant bleibt, ist daher in diesem der Anteil der Fasern und damit die Gesamtgröße der Grenzfläche in der Scherebene entscheidend für die Scherfestigkeit [111]. Bei höheren Glasfasergehalten ist die Benetzung mit einer zähen Thermoplastschmelze viel schwieriger, daher liegt der Porengehalt vergleichsweise höher bei schlechterer Imprägnierungsqualität [112].

Im untersuchten Prozess erforderte das Abziehen des (imprägnierten) Faserbündels vom Imprägnier- und Verlegekopf recht hohe Kräfte. Es zeigte sich, dass diese Kräfte schnell zu Brüchen einzelner Filamente bis hin zu einem Abriss des Faserbündels führen können. Ein deutlicher Zusammenhang besteht zwischen den getesteten mechanischen Eigenschaften und den zum Abzug des Faserbündels erforderlichen Kräften, wie für die sensiblere Scherfestigkeit in Bild 4.31 gezeigt.

Die Notwendigkeit über die gebremste Nabe des Spulenständers eine Faserbündelspannung in den Prozess einzubringen (zur Konditionierung des Faserbündels für die Imprägnierung) kann, nicht überraschend, am anderen Ende der Anlage zu exzessiv hohen Abzugskräften und damit Faserschäden führen (Bilder 4.17 und 4.23),

Gebrochene Fasern stehen unter Zugbelastung nicht mehr in vollem Umfang zum Lasttransfer zur Verfügung, und im Fall der Scherbeanspruchung bilden gebrochene Fasern zusätzlich Unstetigkeitsstellen in der Scherebene und reduzieren dadurch die Festigkeit.

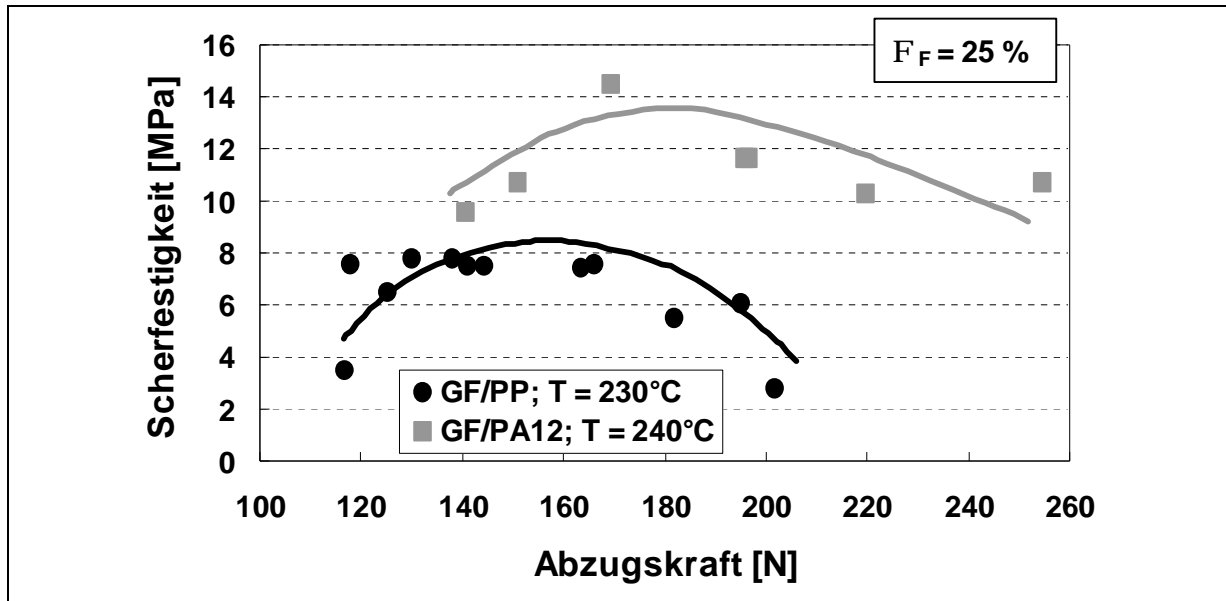


Bild 4.31: Einfluss der erforderlichen Abzugskräfte auf Scherfestigkeiten

Abgesehen von der Problematik von Faserbrüchen üben die erforderlichen Abzugskräfte einen radialen Druck aus, der die gerade imprägnierten Fasern in der noch nicht wieder erstarrten Matrix zum Wickelkern hin zieht. Wenngleich dieser Druck nicht für eine Konsolidierung zwischen zwei Lagen ausreicht, verursacht er doch eine unerwünschte Ausbildung einer matrixreichen Deckschicht und einen Bereich hoher Faserdichte. Die Bilder 4.32 und 4.33 zeigen exemplarisch die typische Struktur mit Faser- und Matrixanhäufungen, aber auch die hohe Imprägniergüte, die mit der Prozesskombination erreicht werden kann.

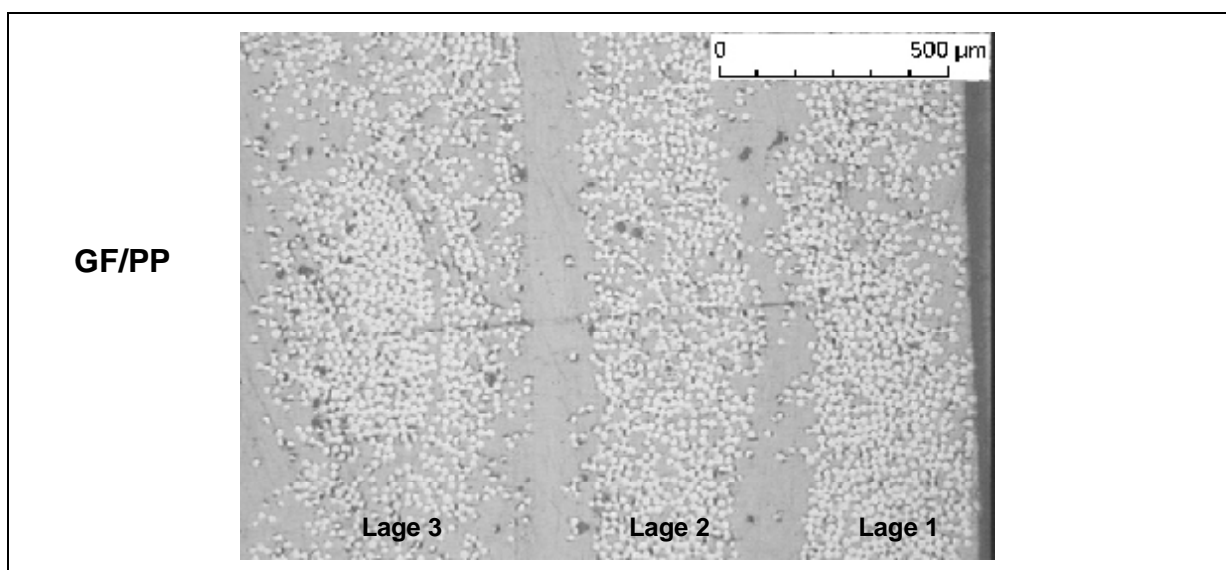


Bild 4.32: Typische Struktur mit matrixreicher Schicht zwischen gewickelten Lagen, optimierte Verarbeitungsparameter

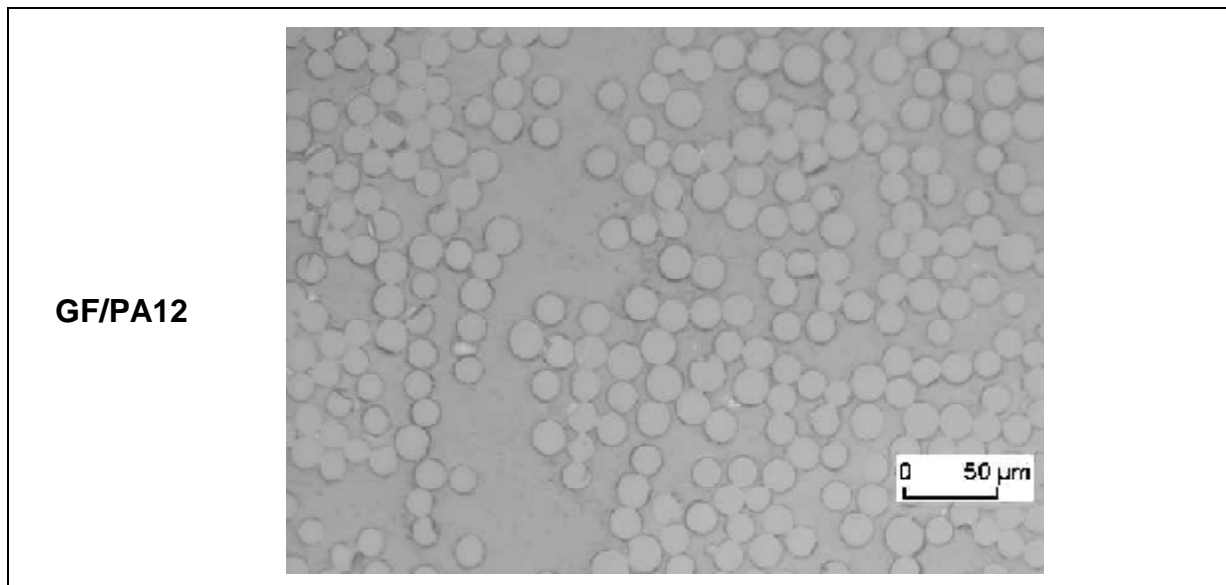


Bild 4.33: Schliffbild einer GF/PA12-Probe, optimierte Verarbeitungparameter

4.4.2 Abzugskräfte

Aufgrund ihrer Bedeutung wurde der Einfluss der Prozessparameter auf die erforderlichen Abzugskräfte etwas genauer betrachtet. Zusätzlich wurde hierfür die Anlage auch ohne ausströmende Matrix in Betrieb genommen.

Bild 4.34 stellt den leicht progressiven Einfluss einer größer werdenden Faserbündelvorkraft auf die resultierenden Abzugskräfte dar.

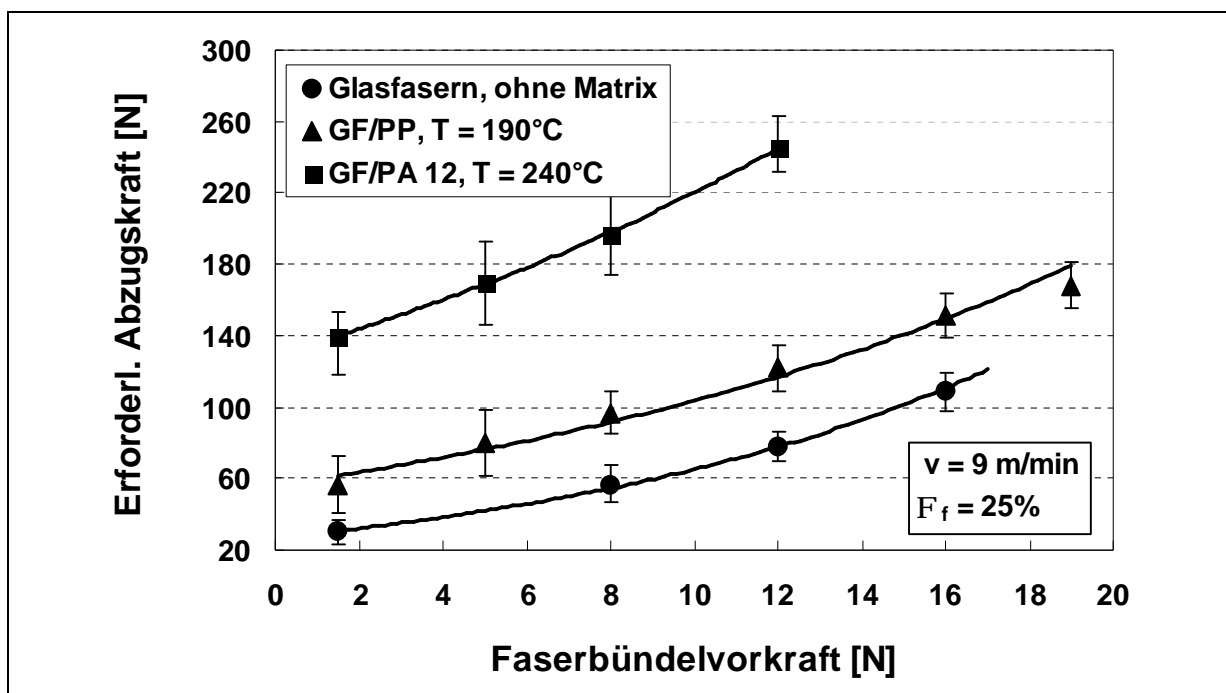


Bild 4.34: Einfluss der Faserbündelvorkraft auf Abzugskräfte

Bei Abwesenheit einer Thermoplastschmelze und einer Faserbündelvorkraft von 16N sowie einer Abzugsgeschwindigkeit ab 9m/min ($F_{\text{Abzug}} = 120\text{N}$) treten deutlich sichtbar Filamentbrüche im Roving auf. Eine weitere Erhöhung der Faserbündelvorkraft führt zum kompletten Abriss des Bündels.

Den offensichtlich linearen Zusammenhang zwischen Prozessgeschwindigkeit und sich einstellender Abzugskraft gibt Bild 4.35 wieder.

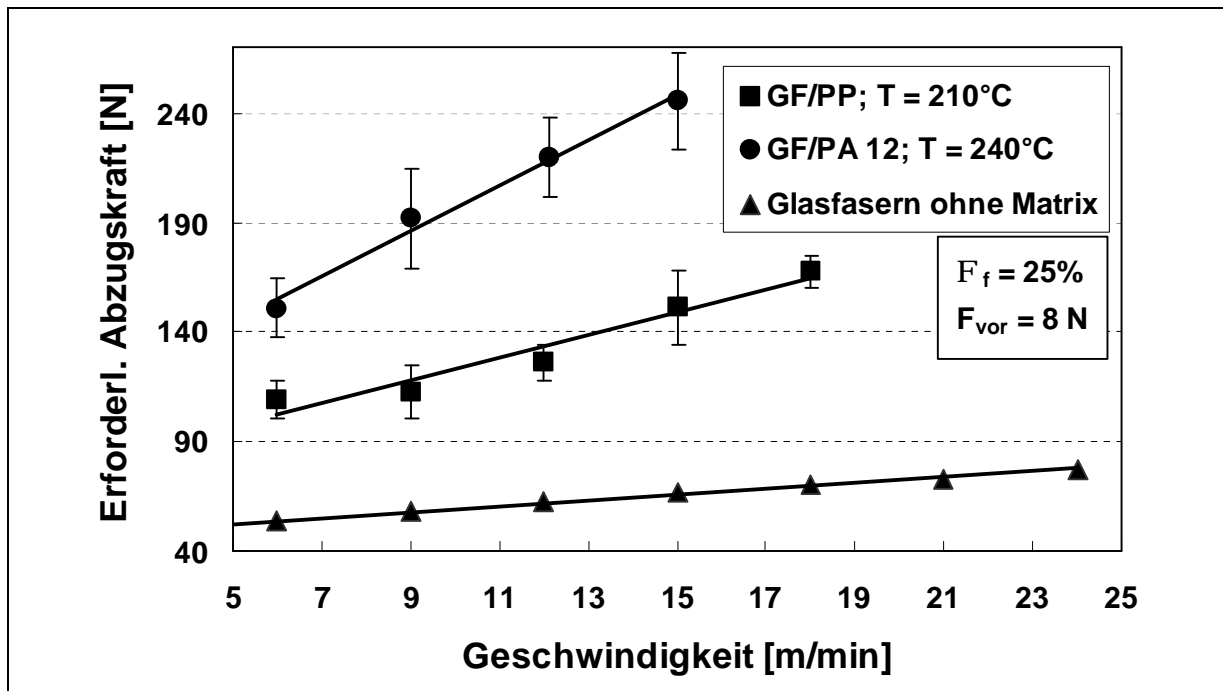


Bild 4.35: Einfluss der Abzugsgeschwindigkeit auf Abzugskräfte

Steigert man im Fall der Trockenreibung die Prozessgeschwindigkeit bei einer Rovingvorspannung von 8 N, so treten Faserbrüche vermehrt ab einer Geschwindigkeit von 21m/min auf, ehe es bei 27m/min zum Abriss des Faserbündels kommt. Interessanterweise liegen die Abzugskräfte, bei denen es im Faserbündel zu Schädigungen kommt, mit $F_{\text{Abzug}} = 95\text{N}$ unterhalb der Kräfte, die bei kleineren Geschwindigkeiten ein ähnliches Schadensmaß durch Erhöhung der Faserbündelvorkraft verursachen (vgl. Bild 4.34). Ohne Anwesenheit von Schmelze kommt es offensichtlich durch große Relativgeschwindigkeiten zwischen Umlenkungen und Glasfaserroving zu einer schlechteren Spannungsverteilung der Belastung auf die einzelnen Filamente, so dass lokal die Faserfestigkeiten überschritten werden. Insgesamt bleibt festzuhalten, dass sich rechnerisch bei einem Glasfaserbündel von 2400 TEX (Querschnittsfläche $A = 0,923\text{mm}^2$) und einer Zuglast von 100 N eine Rovingspannung von etwa 110MPa

ergibt, die um den Faktor 30 unterhalb der vom Hersteller angegebenen theoretischen Zugfestigkeit liegt.

Bei Anwesenheit von Schmelze erhöhen sich die erforderlichen Abzugskräfte im Prozess erheblich, wie schon aus den Bildern 4.34 und 4.35 zu ersehen ist. Die Abzugskräfte, bei denen mit einem Abriss des Faserbündels gerechnet werden muss, liegen bei Anwesenheit von Schmelze bei Werten oberhalb von 200N und damit deutlich über den Kräften bei Trockenreibung, jedoch konnte eine zunehmende Häufung von Faserbrüchen schon ab wesentlich geringeren Kräften beobachtet werden.

Bei Verwendung von GF/PA12 liegen die Abzugskräfte deutlich über denen von GF/PP, was auf höhere Viskositäten bei gleicher Schergeschwindigkeit zurückzuführen ist. Jedoch sind bei Variation der verschiedenen Prozessparameter die Kurvenverläufe qualitativ gleich, wie auch aus dem Bild 4.36 hervorgeht. Die Abnahme der Abzugskraft mit steigendem Faservolumengehalt war nach den Bildern 4.34 und 4.35 zu erwarten.

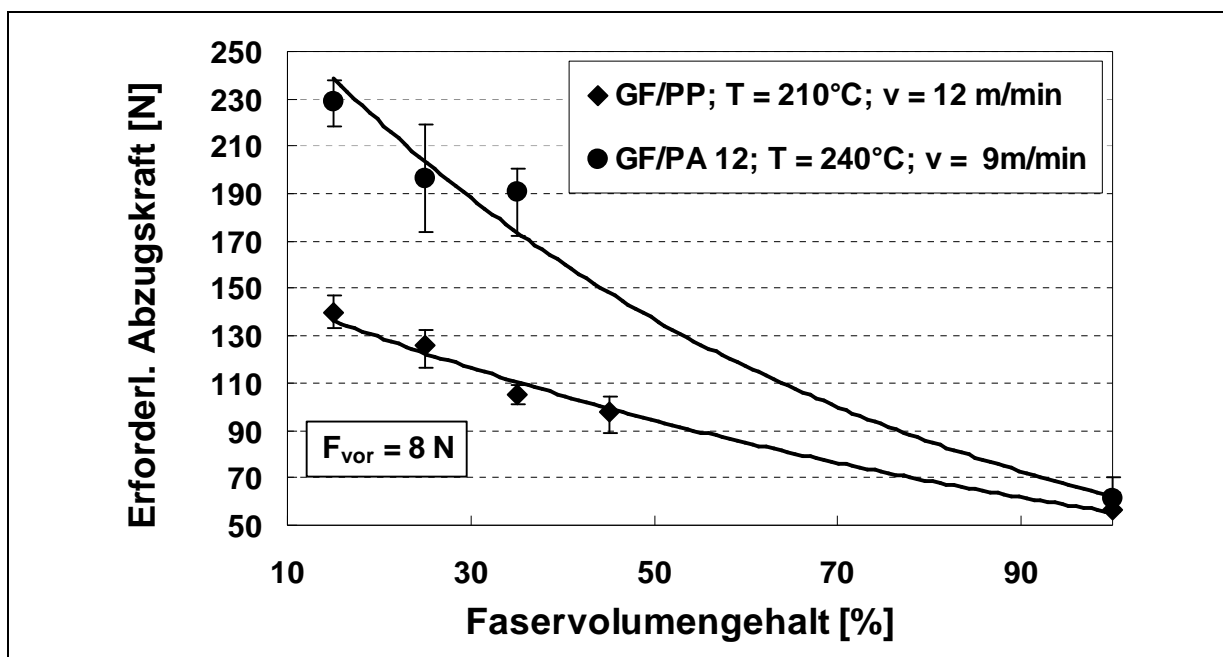


Bild 4.36: Einfluss des Faservolumengehalts auf Abzugskräfte

Der Einfluss der Verarbeitungstemperatur auf die erforderlichen Abzugskräfte ist im folgenden (Bild 4.37) für PP als Matrixwerkstoff dargestellt.

Mit zunehmender Schmelzetemperatur steigt überraschend die erforderliche Abzugskraft an, trotz der niedrigeren Matrixviskosität.

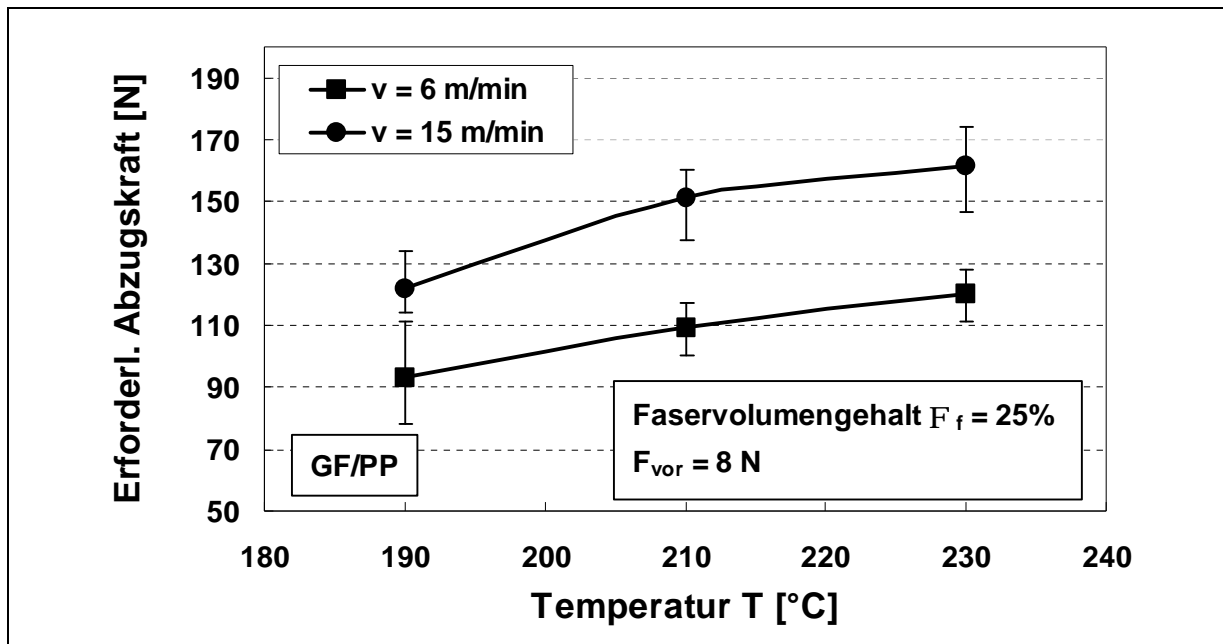


Bild 4.37: Einfluss der Matrixtemperatur von PP auf Abzugskräfte

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass zu hohe Abzugskräfte schon bei Spannungen weit unterhalb der Zugfestigkeit des Rovings zu Faserschädigungen mit negativen Folgen für die Leistungsfähigkeit des FVW führen. Weiterhin ist zu berücksichtigen, dass mit zunehmender Rovingkraft eine Verdichtung des Bündels die Permeabilität des Faserbettes herabsetzt. Andererseits ist das Einbringen einer bestimmten Faserbündelvorspannung zwingend erforderlich, Daraus ergibt sich im vorliegenden Prozess ein enges Fenster, in dem die Faserbündelvorkraft variiert werden kann.

4.4.3 Poröse Werkstoffe und Extruderdruck

Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden die gleichen porösen Sintermetall-Materialien mit unterschiedlichen Permeabilitäten wie in [42] beschafft, lediglich die Geometrie der Ringe unterscheidet sich, um durch eine Vergrößerung des Durchmessers die benötigte Imprägnierlänge erreichen zu können.

In Vorversuchen wurde auch Typ P1 mit der geringsten Permeabilität eingesetzt. Aufgrund der im Vergleich zu Typ P2 geringeren durchschnittlichen Porengrößen kam es bei den erforderlichen Schmelzevolumenströmen für die angestrebten Prozessgeschwindigkeiten zu Drücken, bei denen die Festigkeit der Sintermetallringe nicht mehr ausreichte. Es kam zu dem typischen, in Bild 4.38 dargestellten, Versagen in

gen in Längsrichtung (vgl. Formel in Bild 4.3), das besonders anschaulich bei Verwendung von breiteren, ebenfalls in Vorversuchen eingesetzten Imprägnier-radwerkzeugen wurde.

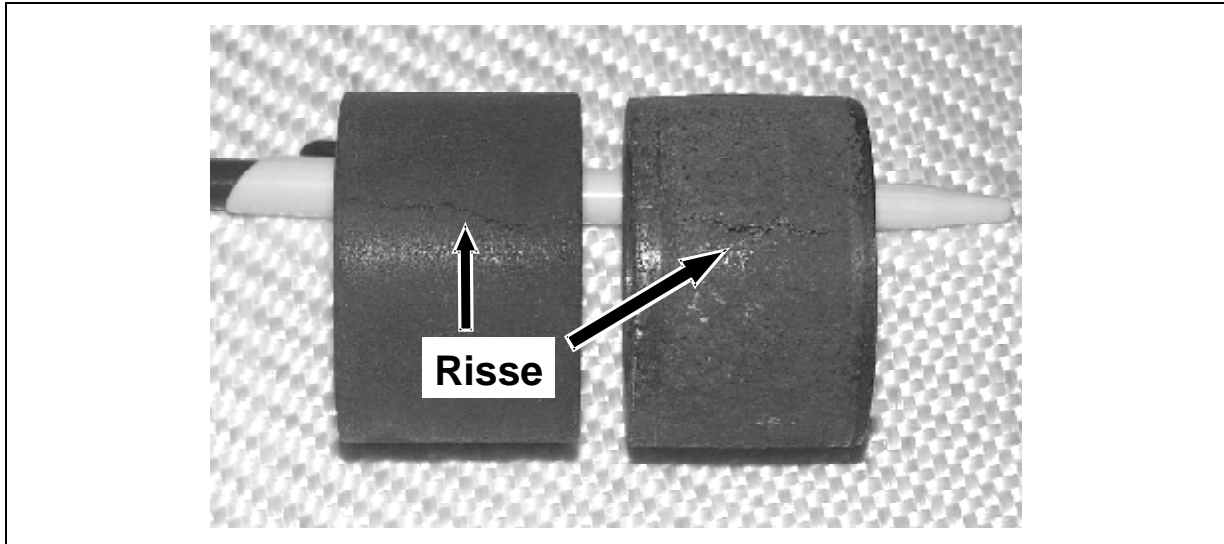


Bild 4.38: Typisches Versagenbild von Imprägnierädern bei Überbeanspruchung

Für die vorgestellten Verarbeitungsergebnisse konnten nach Ermittlung der Viskositätsverläufe der Matrices und den Erfahrungen mit Ringen des Materials P1 mit hinreichender Sicherheit Imprägnierrollen aus dem Werkstoff P2 eingesetzt werden. Auf die Verwendung von Typ P3 wurde verzichtet, da aufgrund der größeren durchschnittlichen Porengröße keine Verbesserung der Imprägniergüte zu erwarten ist [42,44].

Das Bild 4.39 zeigt den am Extruder über einen Druckaufnehmer gemessenen Maschdruck der Polymerschmelzen als Funktion des Volumenstroms bei verschiedenen Temperaturen.

Die leicht degressive Zunahme des sich einstellenden Schmelzdrucks mit steigendem Volumenstrom ist auf die ebenfalls größer werdende Scherrate beim Durchströmen der Sintermetallringe zurückzuführen. Bei jeweils maximaler Verarbeitungstemperatur stellen sich wie erwartet für das eingesetzte PA12 höhere Drücke als für das PP ein. Drücke bis etwa 120 bar wurden gemessen, ohne dass Schäden am Imprägnierrollen aufgetreten sind. Anhand Bild 4.39 sind die Einsatzgrenzen des Sinterwerkstoffes P2 bzgl. der realisierbaren Matrixvolumenströme abschätzbar.

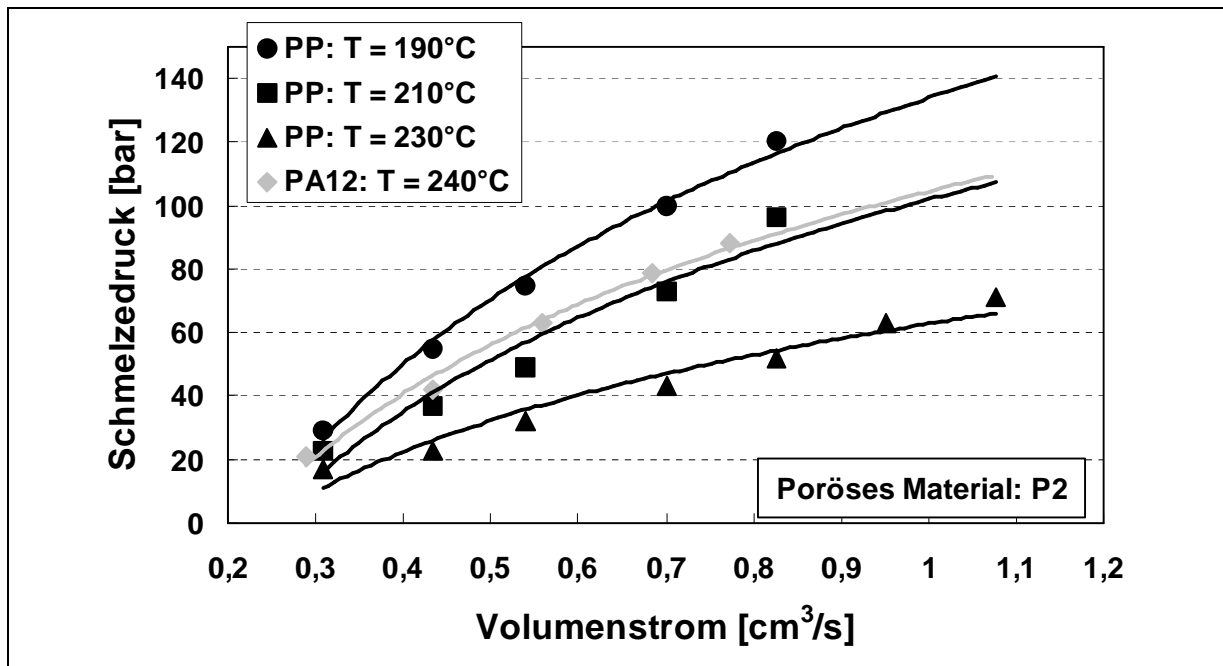


Bild 4.39: Schmelzdruckverläufe in Abhängigkeit des Volumenstroms

4.5. Wirtschaftlichkeitsbetrachtung

Bereits während der Entwicklung neuer Fertigungsverfahren ist es sinnvoll, die Wirtschaftlichkeit zu überprüfen. Mit solch einer Betrachtung können der Grad der Vorteilhaftigkeit einer geplanten technologischen Entwicklung im Verhältnis zum bisherigen Stand der Technik bewertet und somit vergleichende Wirtschaftlichkeitsbetrachtungen durchgeführt werden [113,114]. Jedoch ist eine Wirtschaftlichkeitsanalyse im Rahmen einer Verfahrensneuentwicklung nur beschränkt aussagekräftig [115]. Viele, die Vorteilhaftigkeit beeinflussende Faktoren können aufgrund des frühen Entwicklungsstadiums nur grob geschätzt werden und sind mit Unsicherheiten behaftet, insbesondere da erstens die Prozesskombination von Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik nur anhand eines sehr einfachen Demonstratorbauteils untersucht wurde, und zweitens es sich beim Imprägnier- und Verlegekopf um einen, auf einer einfachen Konstruktion basierenden Prototypen – mit vielfältigen Verbesserungsmöglichkeiten im Zuge der Weiterentwicklung des Verfahrens - handelt. Daher erfolgt die folgende Betrachtung sehr gestrafft und bedient sich einer Reihe vereinfachender Annahmen. Wenngleich es sich hier um eine grobe Wirtschaftlichkeitsabschätzung handelt, ist es dennoch möglich, das wirtschaftliche Potential des Prozesses prinzipiell aufzuzeigen.

Eine ökonomische Tätigkeit wird als wirtschaftlich bezeichnet, wenn das Verhältnis zwischen Output und Input größer ist als das vergleichbarer Alternativen [116]. Je nach Blickwinkel lässt sich diese Aussage auf unterschiedliche Weise interpretieren [117]. So wird unter der technisch orientierten Definition der Wirtschaftlichkeit zunächst nur das Verhältnis von mengenmäßigem Ertrag und mengenmäßigem Einsatz von Produktionsfaktoren verstanden [118]. Ausgehend davon erfolgt in der Betriebswirtschaftslehre eine monetäre Bewertung. Hierbei werden Einnahmen und Ausgaben, beziehungsweise näherungsweise Erträge (Leistungen) und Aufwendungen (Kosten) von Verfahren einander gegenübergestellt [116,118]. Diese Definition lässt sich für Vergleichsrechnungen auch ausschließlich auf Kostenaspekte ausgerichtet modifizieren: Wirtschaftlichkeit bemisst sich nach dem Verhältnis der tatsächlich anfallenden Kosten eines Verfahrens zu den geringstmöglichen Kosten beim aktuellen Stand der Technik [117,119]. In der Thermoplast-Wickeltechnik gilt die Verarbeitung von Tape-Halbzeugen als Stand der Technik. Auf einen Vergleich mit dem bisher weiter verbreiteten sogenannten Naßwickelverfahren (duromere Systeme) soll an dieser Stelle verzichtet werden.

Zur Überprüfung der wirtschaftlichen Vorteilhaftigkeit alternativer Prozesse gegenüber den bisher angewandten zur Herstellung von thermoplastischen, gewickelten Bauteilen wird eine Kostenvergleichsrechnung durchgeführt. Allgemein ist die Entwicklungsalternative I wirtschaftlicher als Alternative II, wenn die zu erwartenden Kosten k_I nach der Realisierung geringer sind als k_{II} [120]. Der Begriff Entwicklungsalternative reicht beispielsweise von alternativen Materialien, variierenden Bauweisen oder Bauteilgeometrien oder Kombinationen aus Merkmalen, bis hin zu neuartigen Verfahrenstechnologien, wie er hier verstanden werden soll. Kriterium für die Vorteilhaftigkeit von Tapewickelverfahren oder der Prozesskombination ist die Kostendifferenz zwischen den betrachteten alternativen Fertigungsverfahren. Verglichen werden also die Herstellkosten aus dem hier beschriebenen, neuen gekoppelten Prozess mit denen des Wickelverfahrens unter Annahme des Fremdbezugs von Tape-Halbzeugen.

Für die folgende Modellrechnung soll exemplarisch die wickeltechnische Verstärkung von Behältern mit Umfangslagen betrachtet werden. Insgesamt soll die Wickellänge pro Bauteil $L = 900\text{m}$ betragen und dabei $7,128\text{ kg}$ GF-PP-Tape mit einem Faservo-

lumengehalt von 35% verarbeitet werden. Die Querschnittsflächen von Tape und direktimpregnierten Faserbündeln sollen identisch sein.

Aufgrund unterschiedlicher realisierbarer Verarbeitungsgeschwindigkeiten ergeben sich für die beiden betrachteten Prozesse unterschiedliche Materialdurchsätze und folglich verschiedene Wickelzeiten t_{wickeln} . Die benötigten Fertigungszykluszeiten $t_{\text{Stück}}$ ergeben sich durch die Addition von 0,2 h für erforderliche Auf- und Abrüstvorgänge $t_{\text{Rüst}}$, die bei beiden Prozessen als gleich angesehen werden:

$$t_{\text{Stück}} = t_{\text{wickeln}} + t_{\text{Rüst}} = \frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}}$$

Die Stückkosten pro verstärktem Behälter setzen sich aus einem variablen Anteil und einem Fixkostenanteil, der von der jährlich produzierten Stückzahl abhängig ist, zusammen:

$$k = k_f + k_v = \frac{K_f \cdot \left(\frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}} \right)}{t} + k_m + \left(\frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}} \right) \cdot l$$

4.5.1 Variable Stückkosten

Die variablen Kosten setzen sich hauptsächlich aus den oben dargestellten Materialkosten, sowie den direkten, zurechenbaren Lohn- und Energiekosten zusammen. Die höheren Energiekosten bei der Prozesskombination (z.B. Extruder) bleiben an dieser Stelle unberücksichtigt.

Zu Vergleichszwecken mit den in dieser Arbeit verwendeten Faser-Matrix-Materialien lassen sich die Materialkosten für kommerziell erhältliche GF-PP-Bändchenhalbzeuge für eine konservative Vergleichsbetrachtung mit Kosten von ca. 7,5 €/kg abschätzen. Die im vorgestellten Prozess eingesetzten Glasfasern gehen mit ca. 2,5 €/kg und Polypropylen-Granulat mit ca. 1,5 €/kg in die Kalkulation ein (Herstellerangaben). Bei dem gewünschten Faservolumengehalt von 35% ergeben sich als reine Materialkosten im Direktimpregnierprozess 2,10 €/kg.

Die variablen Lohnkosten k_l ergeben sich durch Einsatz eines einzelnen Mitarbeiters entsprechender Qualifikation mit einem angenommenen Stundensatz l von 35 €/h.

Die variablen Stückkosten für die Behälterverstärkung ergeben sich in Abhängigkeit von der Wickelgeschwindigkeit zu:

$$k_v = k_m + k_l = k_m + t_{\text{Stück}} \cdot l = k_m + \left(\frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}} \right) \cdot l$$

Die Materialkosten im Tapewickelprozess liegen aufgrund des höheren Wert schöpfungsanteils der bereits imprägnierten Fasern deutlich über den Kosten der konstitutiven Bestandteile, die im kombinierten Prozess eingesetzt werden. Allerdings sind beim gegenwärtigen Stand der Technik die realisierbaren Wickelgeschwindigkeiten im Tapewickelprozess größer, so dass die direkten Lohnkosten dort niedriger sind. Bild 4.40 zeigt unter den getroffenen Annahmen den Einfluss der Verarbeitungsgeschwindigkeit auf die variablen Stückkosten der Behälterverstärkung.

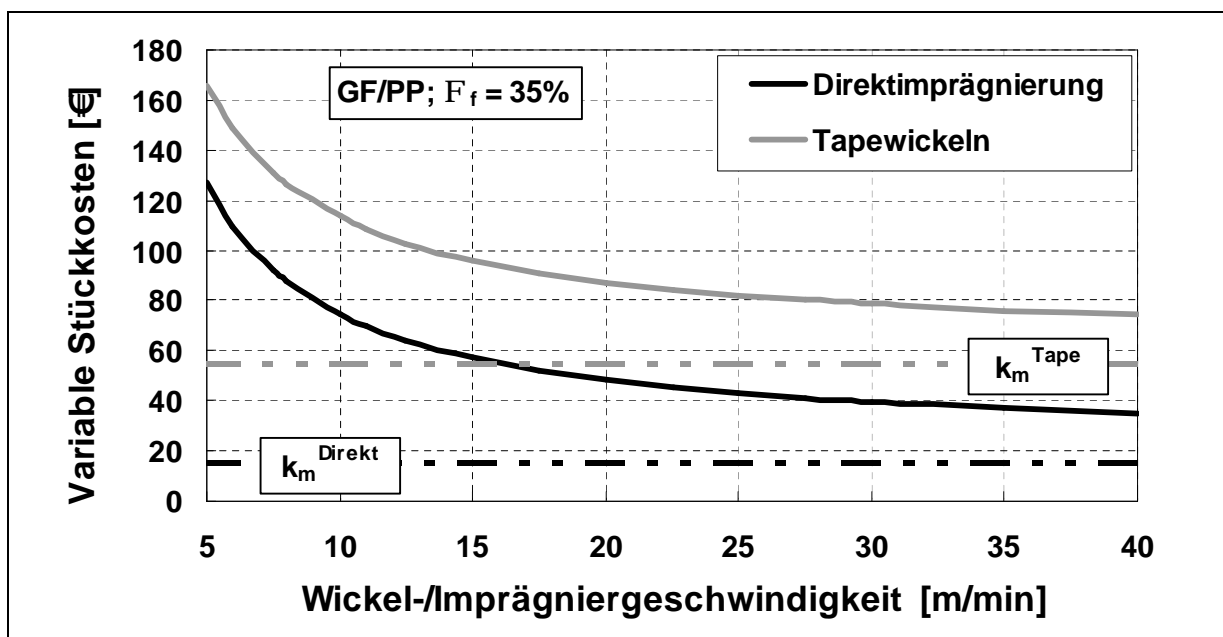


Bild 4.40: Einfluss der Wickelgeschwindigkeit auf die variablen Stückkosten

4.5.2 Fixkostenanteil

Um die Herstellkosten für die Umfangsverstärkung ermitteln zu können, müssen die jeweils im betrachteten Zeitraum von einem Jahr anfallenden Fixkosten den sich in Abhängigkeit von der Verarbeitungsgeschwindigkeit, also dem realisierbaren Materialdurchsatz, unterschiedlichen Stückzahlen pro Jahr gegenübergestellt werden.

Zeitliche Unterschiede zwischen Einnahmen und Ausgaben bleiben unberücksichtigt. Jedoch werden die erforderlichen Investitionskosten für die beiden Verfahren über den Wiedergewinnungsfaktor unter Annahme eines Kalkulationszinsfußes von 6% und einer Nutzungsdauer von 10 Jahren in den jährlichen Fixkosten berücksichtigt.

Bei den nachfolgenden Betrachtungen wird von einem Einschicht-Einspindel-Betrieb ausgegangen. Unter Berücksichtigung von Ausfallzeiten für die Fertigungsvorbereitung soll eine Gesamtarbeitszeit zur Fertigung von Bauteilen von 1300 Stunden zur Verfügung stehen.

Die produzierbare Stückzahl X ergibt sich aus der für den betrachteten Zeitraum insgesamt zur Verfügung stehenden Fertigungszeit und der Fertigungszykluszeit.

$$X = \frac{t}{t_{\text{Stück}}} = \frac{t}{\left(\frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}} \right)}$$

Die Kostenstruktur der Prozesskombination wurde geschätzt und der des Tapewickelns in Anlehnung an [58] in Tabelle 4.5 gegenübergestellt:

Tabelle 4.5: Fixkostenstrukturen der betrachteten Wickelverfahren

Geschätzte Kosten [€]	Tapewickelverfahren [8]	Prozesskombination
Wickelanlage	250.000	250.000
Brenner/Steuerung	50.000	40.000
Bremsvorrichtung	100.000	-
Spulenständer mit Bremse	-	35.000
Extruder	-	50.000
Imprägnier- und Verlegekopf	-	15.000
Investitionskosten	400.000	380.000
Wiedergewinnungsfaktor ($i=0,06$; $n=10$ Jahre) $r = \frac{i \cdot (1+i)^n}{(1+i)^n - 1} = 0,13587$		
Overhead, Instandhaltung, Reparatur	4.000	4.000
Fixkosten/Jahr (ca.)	58.500	55.500

Bei sehr ähnlicher Anlagenstruktur entstehen beim Direktimpregniervorgang gegenüber dem Tapewickelverfahren zusätzliche Fixkosten durch den benötigten Extruder, Imprägnier- und Verlegekopf, und Heizschlauch, sowie evtl einen Granulattrockner. Jedoch entfallen andererseits Kosten für die aufwändige und daher teure Bremsvorrichtung bei der Verarbeitung von Tape-Halbzeugen.

Die fixen Stückkosten k_f sind umgekehrt proportional zu der pro Jahr hergestellten

Stückzahl:

$$k_f = \frac{K_f}{X} = \frac{K_f \cdot \left(\frac{L}{v_{\text{wickeln}}} + t_{\text{Rüst}} \right)}{t}$$

4.5.3 Gesamte Stückkosten

Bei Anwendung des Tapewickelverfahrens zur Behälterverstärkung kann davon ausgegangen werden, dass Umfangslagen zur Verstärkung mit einer Wickelgeschwindigkeit von 30 m/min auf die Behälter aufgebracht werden können. Bei Auslastung der Anlage unter den getroffenen Annahmen können 1857 Bauteile gefertigt werden, und die Stückkosten betragen $k^{\text{Tape}} = 110 \text{ €}$.

Bei Anwendung der Prozesskombination aus Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik sinken die Stückkosten k^{Direkt} unter die Stückkosten k^{Tape} beim Tapewickeln,

wenn gilt: $v^{\text{Direkt}} > \frac{L}{\frac{k^{\text{Tape}} - k_m^{\text{Direkt}}}{1 + \frac{K_f^{\text{Direkt}}}{t}} - t_{\text{Rüst}}}$

Bild 4.41 stellt die Verläufe der Stückkostenfunktionen grafisch dar.

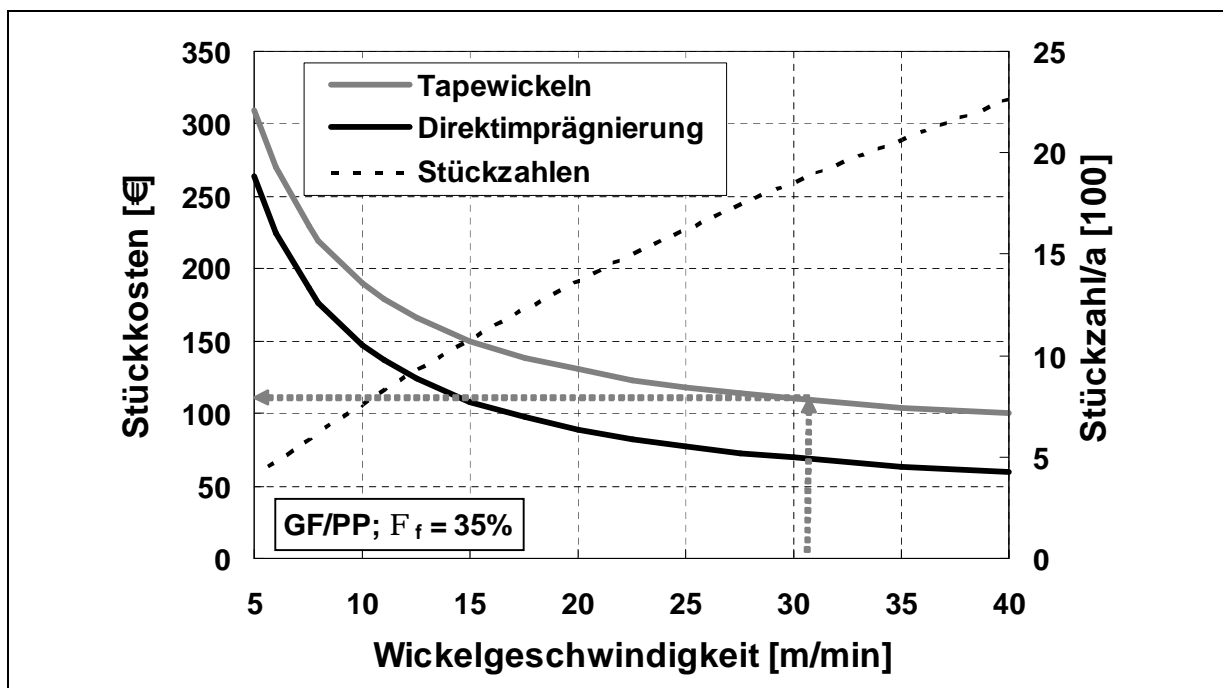


Bild 4.41: Stückkostenfunktion in Abhängigkeit der Verarbeitungsgeschwindigkeit

Obige Gleichung ist erfüllt bei Wickelgeschwindigkeiten ab 15 m/min bei Vollausslastung der Anlage und einer jährlichen Produktion von 1083 Behältern. Wickelgeschwindigkeiten in dieser Größenordnung sind bei der Prozesskombination aus Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik auch in dem gegenwärtigen Entwicklungsstadium realisierbar. Berücksichtigt man insbesondere die Hinweise zur Prozessoptimierung, so kann durch Einsatz dieses Verfahrens auch die angestrebte Senkung der Fertigungskosten für kontinuierlich faserverstärkte, gewickelte Bauteile erreicht werden

Impliziert wurde oben eine ausreichend große Nachfrage nach verstärkten Behältern. Bild 4.42 stellt den Zusammenhang von Nachfrage und Stückkosten grafisch dar.

Kann aufgrund begrenzter Absatzmöglichkeiten jedoch keine Vollausslastung (Stückzahl <1023) bei einer Imprägnier- und Wickelgeschwindigkeit von 15 m/min erreicht werden, so verschiebt sich bei geringeren variablen Kosten und auch geringerer jährlicher Gesamtfixkosten die Vorteilhaftigkeit beim Vergleich der beiden alternativen Verfahren zugunsten des Wickelverfahrens mit Online-Imprägnierung.

Sollen größere Stückzahlen hergestellt werden, so ist die Vorteilhaftigkeit von den betrieblichen Maßnahmen abhängig, die zur Erweiterung der Fertigungskapazität getroffen werden (Bild 4.42).

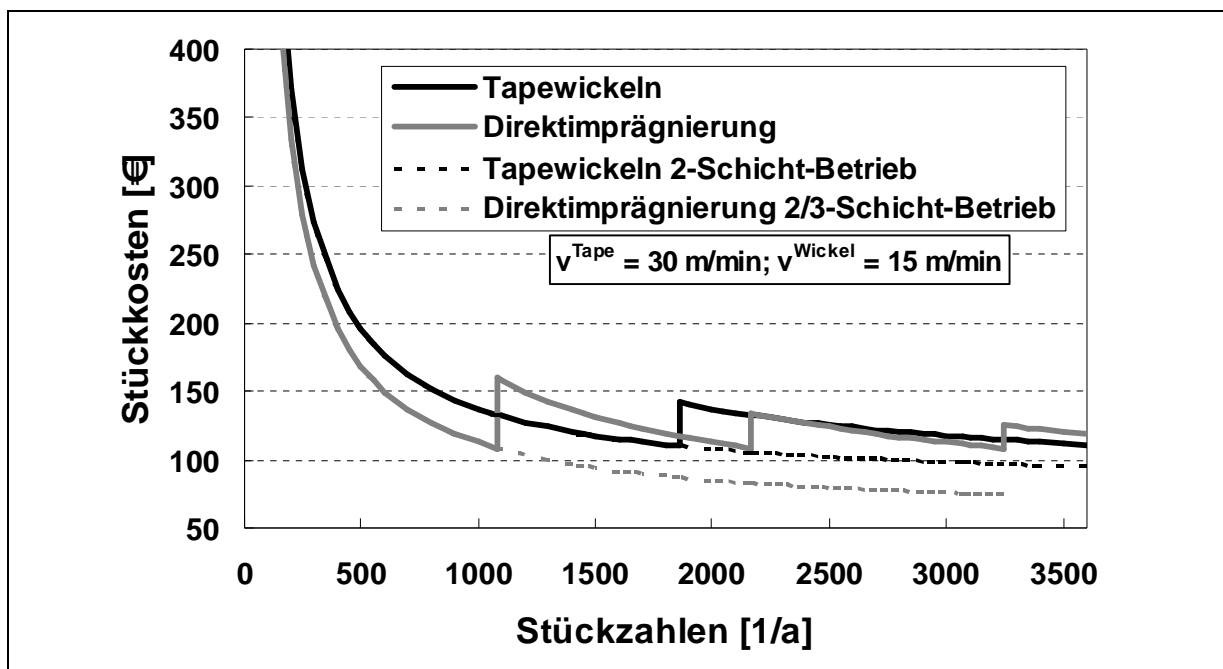


Bild 4.42: Einfluss der Nachfrage nach verstärkten Behältern auf die Stückkosten

Falls eine zweite Produktionsanlage installiert wird, um die Fertigungskapazität zu erhöhen, müssen die zusätzlichen Fixkosten auf die Gesamtstückzahl umgelegt werden, verbunden mit einem sprunghaften Anstieg in der entsprechenden Kostenkurve. Dieser Anstieg fällt für weitere Fertigungslinien weniger stark aus, da die gesamten Fixkosten auf eine größere Stückzahl umgelegt werden können. Die gestrichelten Kurven zeigen den abnehmenden Stückkostenverlauf falls die Produktionskapazität durch einen Zweischicht- bzw. Dreischichtbetrieb erweitert werden kann.

4.6 Zusammenfassung und Ausblick

Es konnte gezeigt werden, dass mit der vorgestellten Verfahrenstechnik (Kap. 4.1) eine Kombination aus Faserbündelimpregnierung und Wickeltechnik möglich ist, die es erlaubt mit wettbewerbsfähigen Prozessgeschwindigkeiten qualitativ hochwertige Verbundwerkstoffbauteile herzustellen.



Bild 4.43 Mit der Prozesskombination hergestellte Rohre

Technologische Einschränkungen gegenüber der traditionellen Tapewickeltechnik müssen bezüglich der realisierbaren Verarbeitungsgeschwindigkeiten in Kauf genommen werden (Kap. 4.3 und 4.4).

Dennoch hat die Wirtschaftlichkeitsbetrachtung (Kap. 4.5) gezeigt, dass man unter Verwendung von, im Vergleich zu kommerziellen Tapehalbzeugen, preiswerten

Werkstoffkomponenten ökonomisch sinnvolle Verarbeitungsgeschwindigkeiten erreichen kann.

Insbesondere ist eine Prozesskombination dann interessant, wenn für die Herstellung von Bauteilen keine geeigneten Tapes auf dem gegenwärtig noch beschränkten Halbzeugmarkt erhältlich sind.

Die gegenwärtige Begrenzung der Wickelgeschwindigkeit muss vor dem Hintergrund des frühen Entwicklungsstandes der Verfahrenskombination betrachtet werden. Aus den gewonnenen Ergebnissen lassen sich unmittelbar Verbesserungen ableiten.

Die Grenze der realisierbaren Prozessgeschwindigkeit ergibt sich nicht aus einer, aufgrund der dafür zur Verfügung stehenden Zeit, unzureichenden Imprägnierung, sondern aus dem Spannungsfeld von benötigter Faserbündelvorkraft und der resultierenden, mit der Geschwindigkeit wachsenden, Abzugskraft. Die Problematik der zu großen Abzugskräfte lässt sich für zukünftige Anwendungen der Prozesskombination durch Konstruktion eines Imprägnier- und Verlegekopfes beseitigen, bei dem die Imprägnierwerkzeuge getrieben werden, gemäß dem Vorbild der stationären Anlage zur Faserbündel Imprägnierung.

Es ist zu erwarten, dass mit dieser konstruktiven Maßnahme, die vorhandene Imprägnierlänge auf den Werkzeugen, und damit die Imprägnierdauer, ausreicht, um noch höhere Prozessgeschwindigkeiten umzusetzen. Mit dieser konstruktiv bedingten Herabsetzung der erforderlichen Abzugskräfte sinkt auch der Druck den die imprägnierten Faserbündel auf den Wickelkern ausüben, so dass eine gleichmäßigere Faserverteilung im Bauteil erwartet werden kann. Zur Erreichung dieses Ziels ist es weiterhin sinnvoll, den Abstand zwischen Imprägnierwerkzeug und Wickelkern zu vergrößern, um eine Abkühlung des Tapes zu erzielen. Der Einsatz von gekühlten Kalibrierwalzen unter Berücksichtigung der Abzugskräfte könnte dann in Betracht gezogen werden.

Diese Maßnahme erfordert allerdings Umbaumaßnahmen an der Wickelanlage, da durch die jetzige Anbindung des Imprägnier- und Verlegekopfes an den Schrittmotor dieses Ziel nicht realisiert werden kann. Des weiteren erscheint dann das Ersetzen des Heißluftgebläses zur Temperierung des Ablegepunkts und zum oberflächlichen Anschmelzen des einlaufenden „Tapes“ durch eine leistungsfähigere Energiequelle notwendig.

5. Rollformen kontinuierlich verstärkter, thermoplastischer FKV

5.1. Vorteile und Grenzen des Prozesses und Anwendungsbeispiele

Aufgrund der kontinuierlichen Verformung in mehreren Schritten können beim Rollformen Profile in beliebiger Länge hergestellt werden, die praktisch nur durch Handhabungs- und Transportfähigkeit begrenzt ist, so dass die Herstellung von Profilen mit mehr als 15 m Länge keine Seltenheit ist [80]. Walzprofilerte Produkte sind gewöhnlich struktureffizient. Sie besitzen im Vergleich zu beispielsweise stranggepressten Aluminium-Profilen geringe Wandstärke und daher ein niedriges Gewicht, aber hohe Steifigkeiten aufgrund ihrer Querschnittsformen.

Weitere Verarbeitungsschritte, wie Schneiden, Stanzen, Krümmen des Profils oder Schweißen sowie Falzen bei der Herstellung geschlossener Profile können online integriert werden, ohne Unterbrechung des Prozesses.

Die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens liegt im Bereich mittlerer bis großer Losgrößen. Der hohen Produktivität des Verfahrens stehen die Anlagen- bzw. Werkzeugkosten, insbesondere aber auch der zeitaufwändige Rüstvorgang gegenüber.

Das Verfahrensprinzip bedingt einen gleichförmigen Querschnitt über die gesamte Länge des Profils und stellt hohe Anforderungen an eine konstante Blechdicke [78-82].

Einen guten Überblick über wichtige Aspekte des metallischen Rollformens, einschließlich grundlegender Betrachtungen zum Werkzeugdesign, geben die Sammelwerke von *Halmos* und *Nickel* [81,82].



Bild 5.1: Anwendungsbeispiele rollgeformter Metallprofile [121,122]

Aufgrund seiner hohen Wirtschaftlichkeit bei entsprechend großem Fertigungsvolumen und Vielseitigkeit werden heute 8% der weltweiten Flachstahlproduktion zu rollgeformten Profilen verarbeitet. Anwendungsgebiete finden sich in einer Vielzahl von Branchen wie z. B. dem Bauwesen oder der Gebrauchsgüterindustrie (Bild 5.1).

Einen großen Anteil des Marktvolumens vereinnahmen Anwendungen im Transportwesen, für Schienenfahrzeuge, Flugzeugbau oder die Automobilbranche. In letzterer erhofft sich die Rollformindustrie noch weiteres Marktwachstum durch die Konzipierung rollformintensiver Fahrzeugstrukturen. Im Karosseriebau hat sich während der letzten 10 Jahre eine Space-Frame-Technologie entwickelt. Diese basiert auf Strangpressprofilen, die nur in Aluminium hergestellt werden können und durch geeignete Knotenkonstruktionen verbunden werden. Ein Vorteil des Rollformens ist die Verwendung einer breiten Palette an Werkstoffen bis hin zu Aluminiumlegierungen und hochfesten Stählen. Designbedingt sind die vorgegebenen Strukturen selten linear. Hier zeigt sich einer der größten Schwachpunkte von rollgeformten Profilen. Zwar können konstante Radien hergestellt werden. Nicht lineare Radien sind dagegen nur durch nachgeschaltete Biegeprozesse zu erzeugen [123].

Heute werden unter anderem Stoßfänger, Fensterrahmen, Fensterschachtverstärkungen, Schwellerverstärkungen, Längsträger, Sitzführungsschienen oder B-Säulenverkleidungen häufig rollgeformt – Bauteile für die sich in künftigen Fahrzeugentwicklungen auch FKV-Lösungen anbieten könnten, z.B. aufgrund des hohen Energieabsorptionsvermögens im Falle eines Unfalls (Bild 5.2).

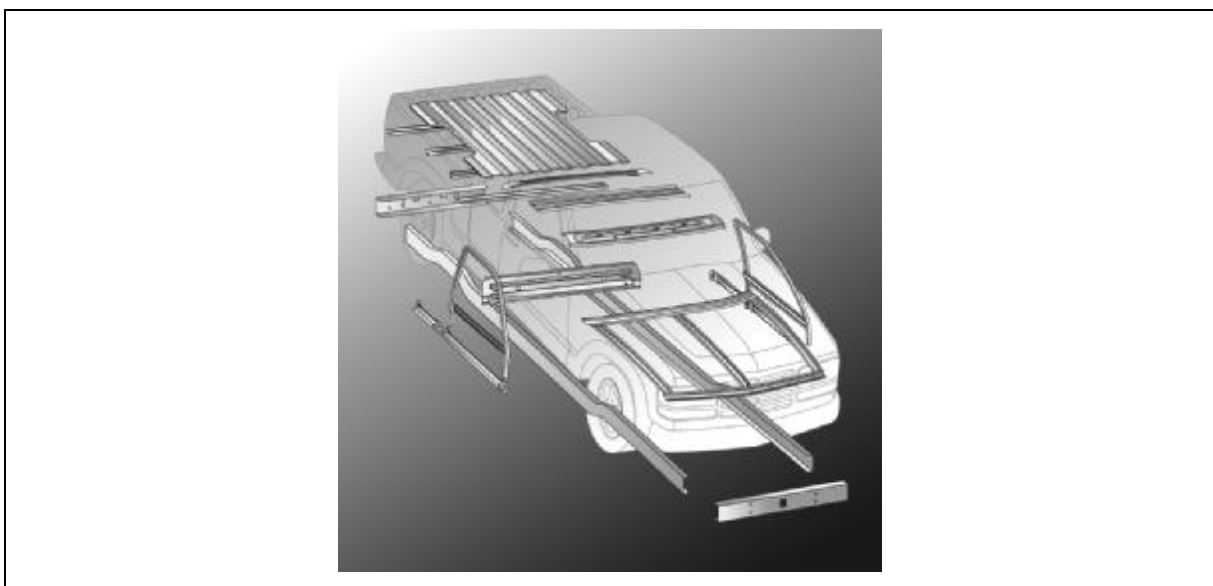


Bild 5.2: Rollgeformte Metallprofile im Automobilbau [124]

Rollformen kontinuierlich faserverstärkter, thermoplastischer FKV besitzt das Potential sehr lange, steife und korrosionsbeständige Profile in einem äußerst produktiven Prozess herzustellen. Die Fertigung solcher FKV-Profile ist derzeit nur noch mit der Pultrusion oder dem Intervallheißpressen möglich. Die Thermoplastpultrusion konnte sich industriell bisher noch nicht durchsetzen. Die wesentlichen Probleme in diesem Prozess wurden in Kapitel 2.3 angesprochen, insbesondere werden sich flächige Querschnittsformen mit diesem Verfahren nicht darstellen lassen. Anlagen zum Intervallheißpressen sind kommerziell erhältlich [95]. Dieses semi-kontinuierliche Verfahren ermöglicht die Verwendung von nicht (vollständig) imprägnierten Halbzeugen, bei sehr großer Freiheit bezüglich der formbaren Querschnittsgeometrien. Die für das thermoplastische Rollformen möglich erscheinende Prozessgeschwindigkeit und der damit realisierbare Materialdurchsatz kann grundsätzlich nicht erreicht werden.

In Kapitel 2.3 wurde schon auf das Interesse der Luftfahrtindustrie an diesem Prozess [88] zur Herstellung von FKV-Profilen hingewiesen. Weitere Anwendungsgebiete könnten als Einlegeile zur lokalen Verstärkung in Spritzguss- oder Fließpressverfahren gegeben sein. In neueren Entwicklungen werden Erweiterungen der Einsatzfelder der LFT-Verarbeitungstechnologien durch lokale Verstärkung mit kontinuierlicher Faserverstärkung untersucht und erste Bauteile entwickelt [125,126]. Hierbei können großflächige Strukturbauteile als Verbund von LFT und beispielsweise unidirektional verstärkten Bänder (Inserts) hergestellt werden [125]. Durch strukturereffizientere, rollgeformte Profile könnten die mechanischen Eigenschaften eines solchen Verbundbauteils weiter gesteigert werden.

Derzeit befindet sich das Rollformen von FKV noch in einem sehr frühen Entwicklungsstadium. Zunächst gilt es ein grundlegendes Prozessverständnis zu erarbeiten.

5.2. Anlagentechnik zum Rollformen von thermoplastischen FKV

Für die Durchführung der in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungen wurde eine handelsübliche Rollformeinheit angeschafft, auf einem vorbereiteten Maschinenbett montiert und für den Einsatz mit FKV modifiziert. Die Anlage, die aufgrund des modularen Aufbaus grundsätzlich erweiterbar ist, erlaubt den Einsatz von bis zu acht Profilrollenpaaren mit einer festen Standweite (horizontaler Abstand der Wellen zur Aufnahme der Rollformwerkzeuge) von 300 mm (Rollenstände 1-4) bzw. 360 mm (Rol-

lenstände 5 und 6). Die Höhe der Rollenstände ermöglicht einen vertikalen Achsabstand von maximal 185 mm (Bild 5.3), wodurch die Summe der maximalen Durchmesser von den Profilierwerkzeugpaaren vorgegeben ist.

Während die Unterrollen auf den Wellen zur genauen Positionierung verspannt sind, erfolgt die Ausrichtung der Oberrollen selbstzentrierend über eine Keilwelle-Keilnabenverbindung. Ober- und Unterrollen werden über einen Kettenantrieb getrieben, wobei die Winkelgeschwindigkeit der Wellen über einen Drehstrommotor stufenlos regelbar ist.

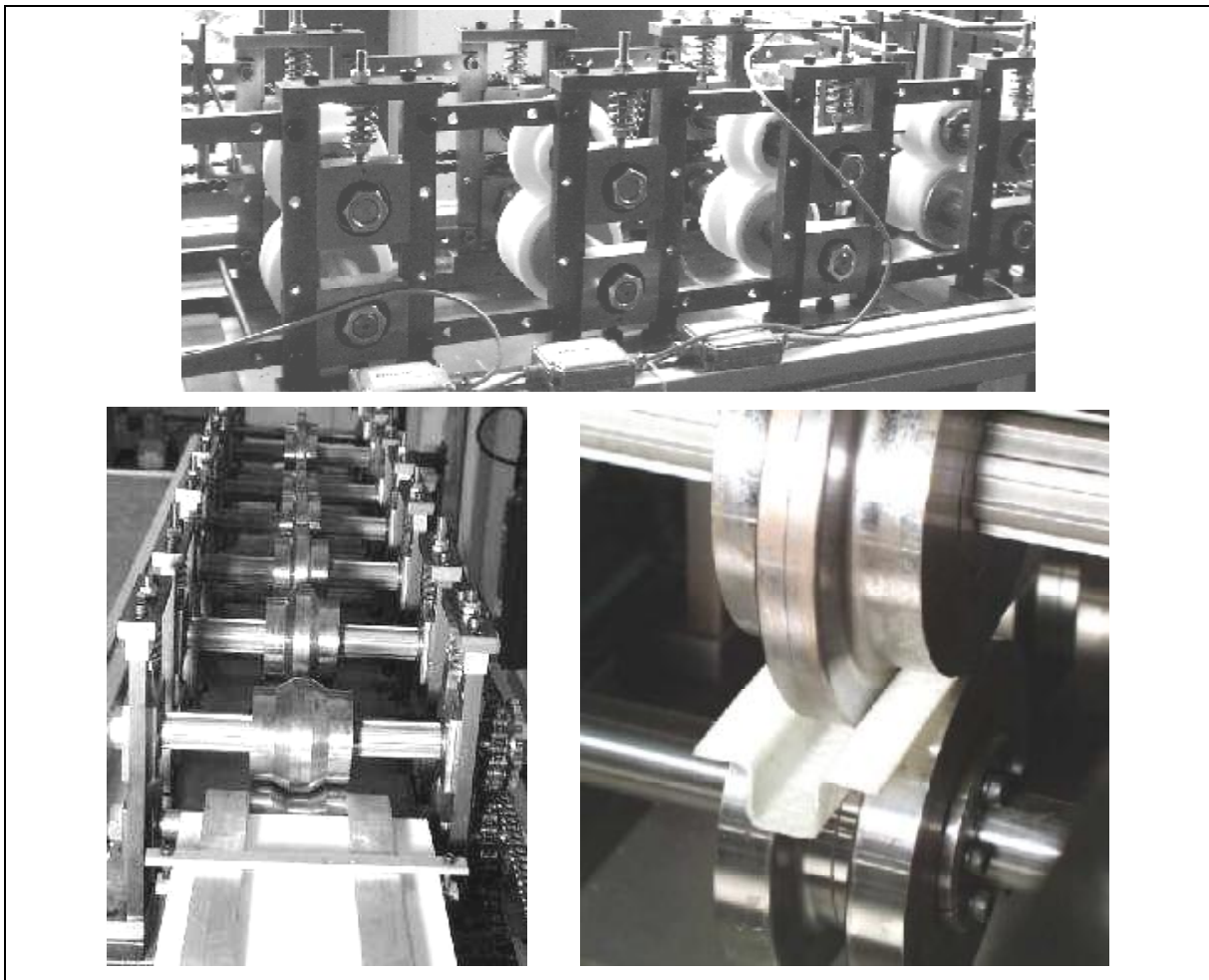


Bild 5.3: Eingesetzte Rollformeinbasiseinheit

Anders als Metallbleche, die kalt geformt werden, müssen thermoplastische FKV zur Umformung über Schmelztemperatur der Matrix erwärmt werden, um die für die Formgebung notwendigen Gleit- und Scherbewegungen zu ermöglichen. Aus diesem Grund musste die Rollformanlage um eine Vorheizstrecke sowie um ein Transport-

system zur Zuführung der Bleche in das erste Profilrollenpaar erweitert werden (Bild 5.4).

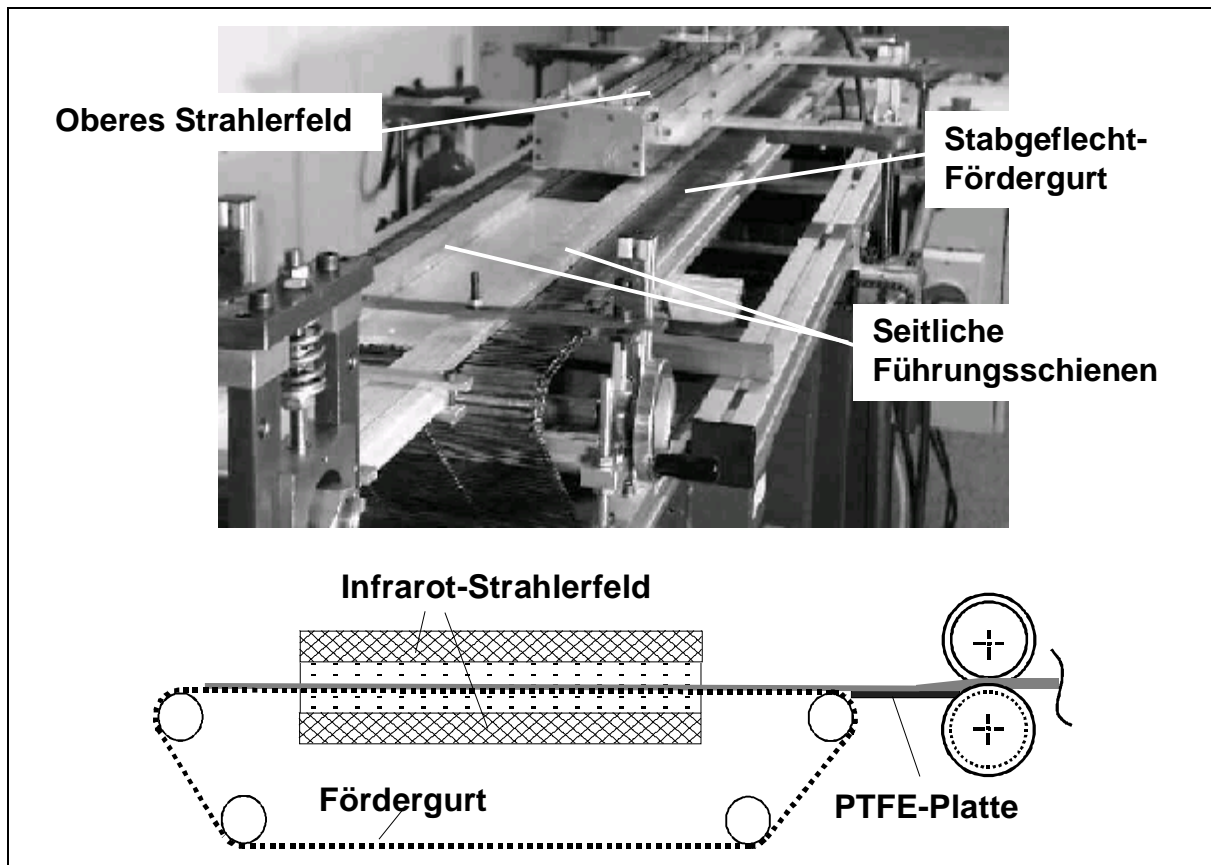


Bild 5.4: Infrarot-Heizzone und Materialzuführung zur Rollform-Basiseinheit

Für die Anwendung in technischen Prozessen ist ein gleichmäßiges und schnelles Erwärmen ohne thermische Schädigungen des Materials die wichtigste Anforderung. Zur Realisierung der Vorheizstrecke wurden Infrarotstrahler gewählt. Diese haben sich beim Thermoformen vielfach bewährt, da sie eine berührungslose Erwärmung mit kurzen Aufheizzeiten erlauben [127].

Zum Einsatz kamen mittelwellige Zwillingrohr-Quarzglasstrahler. Diese bestehen aus einer metallischen Heizwendel, die in ein Hüllrohr aus Quarzglas eingebaut ist, zum Schutz vor Medien und insbesondere vor konvektiver Abkühlung. Aufgrund ihres Absorptionsspektrums haben mittelwellige Strahler einen hohen Wirkungsgrad bei der Erwärmung vieler Kunststoffe. Das obere und untere Strahlerfeld wurde aus jeweils 3 Zwillingrohr-Strahlern mit einer Länge von 1600 mm aufgebaut. Die rückseitig auf den Quarzglasrohren aufgebracht Reflektoren definieren die Strahlungsrichtung und erhöhen den Strahlungswirkungsgrad. Seitliche Reflexionsbleche aus Alu-

minium verringern die Abstrahlungsverluste und führen zu einer gleichmäßigeren Temperaturverteilung auf der Oberfläche des zu erwärmenden Guts [128]. Für das Rollformen von kürzeren Blechstreifen als der Heizlänge im Laborbetrieb ist dieses Stahlerfeld ausreichend lang, da das Förderband beim Durchlaufen der Heizzone gegebenenfalls gestoppt werden kann um eine längere Heizzeit für die Bleche zu erreichen, falls erforderlich.

Die Materialzuführung wurde über einen Stabgeflecht-Fördergurt aus Edelstahl mit einer Maschenweite von 5 mm realisiert, um beidseitigen Wärmeeintrag und damit eine schnellere und vor allem gleichmäßigere Erwärmung der Organobleche zu ermöglichen, als dies bei einseitiger Bestrahlung der Fall ist. Seitliche Führungsschienen gewährleisten die genaue Positionierung der umzuformenden Organoblech-Streifen (Bild 5.4).

Ein wesentliches qualitatives Ergebnis der Arbeiten der Gruppe um Prof. Bhattacharyya zum Rollformen war die gezielte Ausnutzung der Tatsache, dass die Formgebung noch bei Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur möglich ist, wenn sich der Thermoplast im Zustand einer unterkühlten Schmelze befindet [72,129].

Aus diesem Grund wurden die Strahlerfelder so installiert, dass der Abstand zwischen dem Ende der Heizzone und dem ersten Profilrollenpaar variiert werden kann. Dadurch wurde es möglich die umzuformenden Organobleche auf dem Fördergurt vollständig aus der Heizung auszufahren, und durch einen zeitweiligen Bandstopp die Abkühlung auf eine gewünschte Zustelltemperatur zum Beginn der Formgebung abzuwarten. Die Zustelltemperatur ist die Eintrittstemperatur in den in den ersten Rollenstand und wurde mit einem Pyrometer gemessen. Es handelt sicher also um die Obflächentemperatur der zu formenden Materialien. Weitere IR-Thermometer wurden zwischen den einzelnen Rollenständen im Prozess angeordnet und die gemessenen Temperaturen mit einem computergestützten Datenerfassungssystem aufgezeichnet.

5.3 Umformverhalten und Werkzeugdesign

Grundlage jedes erfolgreichen Rollformprozesses ist die Auslegung der Rollformwerkzeuge. Da die gewünschte Profilform durch eine Vielzahl möglicher Umformstu-

fen erreicht werden kann, obliegt dem Werkzeugkonstrukteur die Entscheidung über Stufenfolge und Biegewinkeldifferenzen zwischen benachbarten Rollenständen.

Rollformen ist als kontinuierliches Biegeumformen mit drehender Werkzeugbewegung definiert. Während des Walzprofilierens nimmt das (Organo-) Blech jedoch einen komplexen dreidimensionalen Formänderungszustand an, bis allmählich die Geometrie des Spaltes zwischen einem Rollenpaar erreicht ist. Es findet also nicht nur die erforderliche Querbiegung statt, sondern es treten auch unerwünschte Spannungen in Längsrichtung auf, welche den möglichen Umformgrad pro Rollenstand begrenzen.

Im primären Umformbereich befindet sich das Blech in Kontakt mit dem Werkzeug, während im sekundären Umformbereich das Blech sich frei, durch die aus dem Kontaktbereich mit den Rollen wirkenden Spannungen, verformen kann (Bild 5.5) [130-132].

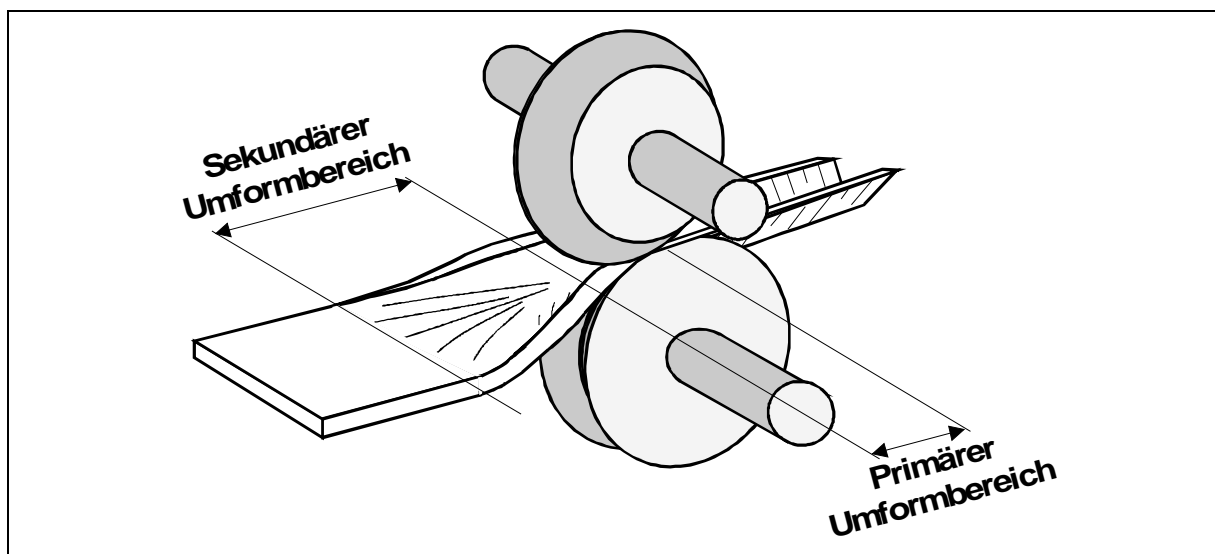


Bild 5.5: Schematische Darstellung des Formänderungszustands

Die Summe beider Umformbereiche ergibt die Deformationslänge des Bleches. Diese stellt gleichzeitig den minimalen horizontalen Achsabstand zu dem vorangehenden Rollenpaar dar. Denn die Bleche sollen sich im sekundären Umformbereich frei verformen können, um die aus dem Kontaktbereich mit dem Werkzeug wirkenden Spannungen abzubauen.

Bild 5.6 zeigt die symmetrische, offene Querschnittsgeometrie der rollgeformten Hut- oder Omegaprofile, die im Rahmen dieses Projektes hergestellt wurden. Hierbei

handelt es sich bewusst um den gleichen Profilquerschnitt, den die Gruppe um Prof. Bhattacharyya im Rahmen ihrer Arbeiten zum Rollformen thermoplastischer FVW hergestellt hat [72-74,132,133].

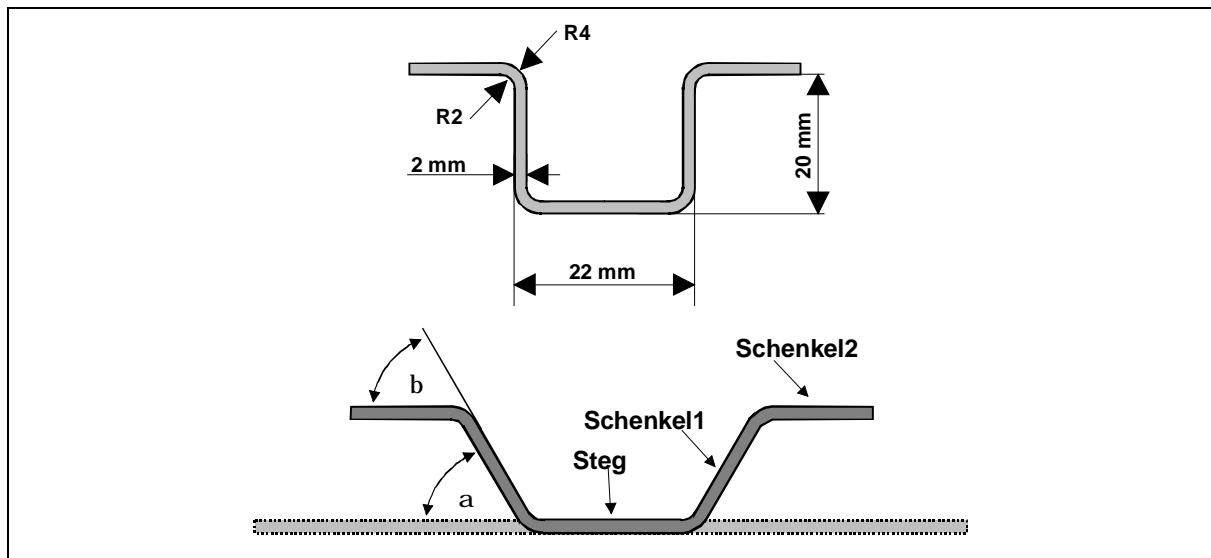


Bild 5.6: Abmessungen und Nomenklatur der gewählten Profilform

Wie bereits oben dargestellt kann ein Profil auf unzähligen Wegen aus einem ebenen Blechband hergestellt werden. Die graphische Darstellung der Stufenfolge und Biege winkeldifferenzen wird als Profilblume bezeichnet (vgl Bild 5.7). Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit wird angestrebt, Werkzeugsätze zu entwickeln, die es erlauben mit der geringst möglichen Anzahl an Rollenpaaren ein Profil in der geforderten Qualität herzustellen.

Im Rahmen des durchgeführten Projektes wurden zwei unterschiedliche Werkzeugsätze benutzt. Satz A ist ein typischer Werkzeugsatz für die Anwendung mit metallischen Materialien und wurde vom Hersteller der Rollformanlage aus Neuseeland zur Fertigung des gewünschten Profils mitgeliefert. Es ist der gleiche Werkzeugsatz, den die Gruppe von Prof. D. Bhattacharyya verwendet [72-74,132,133].

Typisch hierbei ist, dass zunächst von innen nach außen die Biegelinien der einzelnen Winkel nacheinander in einzelnen Stufen, sprich verschiedenen Rollenpaaren, hergestellt werden. Im Fall des vorliegenden symmetrischen Profils werden beiderseits der Symmetrieachse, die hier mit der vertikalen Führungslinie des Prozesses zusammenfällt, zunächst die Biegekanten der beiden Winkel α initiiert, bevor im folgenden Rollensatz erst mit der Formung der Winkel β begonnen wird. Zusätzlich

wurde ein weiterer Werkzeugsatz (Satz B) eigens für die Anwendung mit kontinuierlich verstärkten FKV im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelt (Bild 5.7).

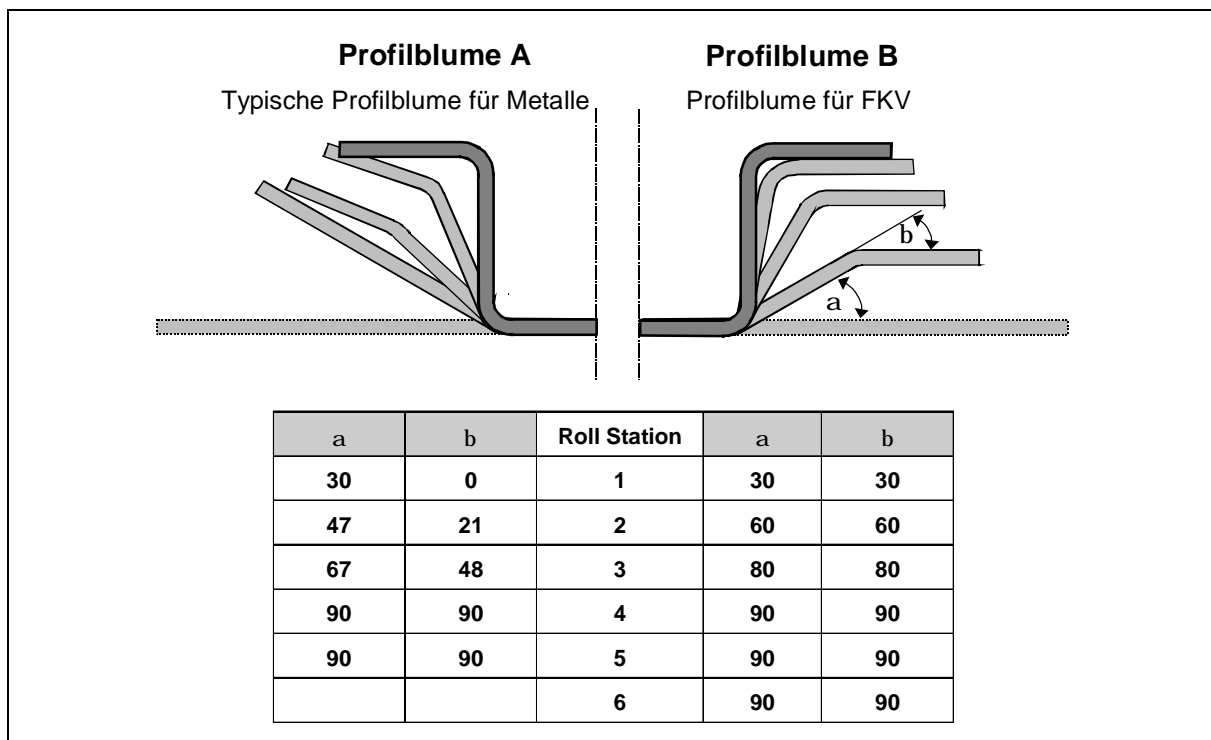


Bild 5.7: Unterschiedliche Profilblumen zur Herstellung eines Hutprofils

Metalle werden durch Beanspruchung des isotropen Materials über die Fließgrenze hinaus plastisch verformt [76,77]. Bei der Umformung von kontinuierlich verstärkten FKV werden die Fasern als weder dehn- noch stauchbar betrachtet. Daher müssen die Faserbündel und Fasern bei der Umformung ihre Position zueinander ändern. Das interlaminare Gleiten ist der wichtigste Vorgang bei einer im wesentlichen zweidimensionalen Biegeumformung, um insbesondere Faserknicken und/oder -bruch sowie Delamination zu verhindern (Bild 5.7) [13,66,134].

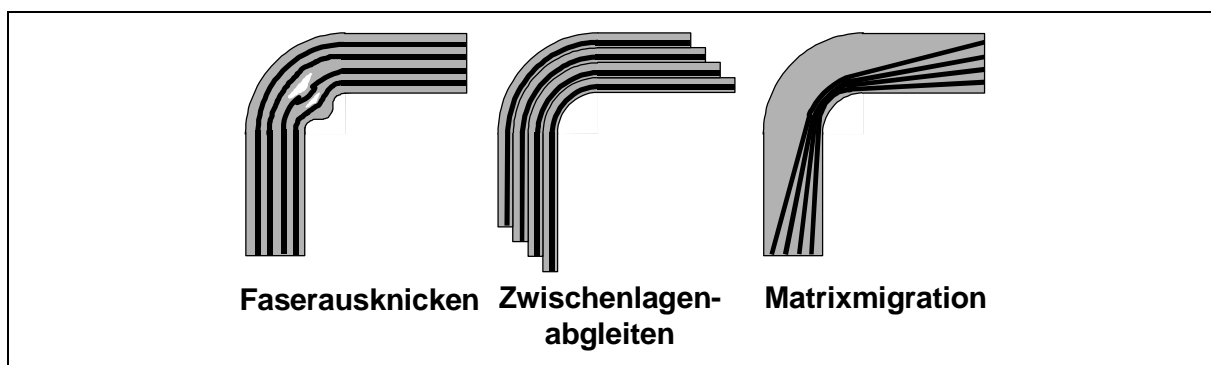


Bild 5.8: Mögliche Faserverteilungen nach dem Umformen (nach [13])

Im Gegensatz zu mehrlagigen unidirektional verstärkten Systemen besitzen gewebeverstärkte Thermoplaste darüber hinaus die Möglichkeit zur Gewebestreckung, um auf Spannungen durch Verringerung der Faser(-bündel)welligkeiten sowie Rovingquerstauchung zu reagieren (Bild 5.8) [61].

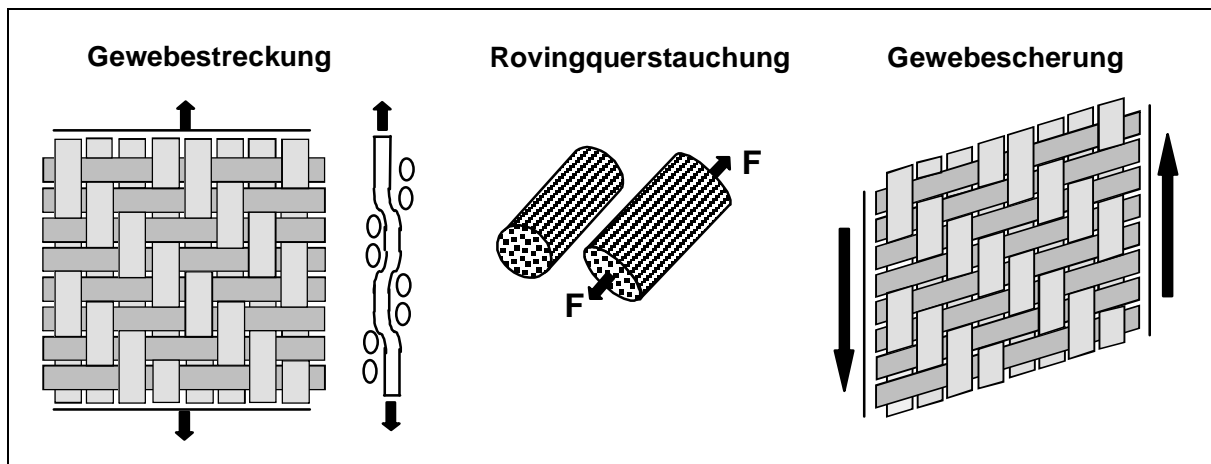


Bild 5.9: Schematische Darstellung von Gewebestreckung, -scherung und Rovingquerstauchung (nach [61])

Beim Rollformen von zweidimensionalen Hut-Profilen kann auch die Gewebescherung aufgrund der 3-dimensionalen Verformung vor den einzelnen Rollenpaaren eine Rolle spielen.

Aufgrund der Bedeutung des Zwischenlagenabgleitens bei der Formgebung kontinuierlich verstärkter FVW wurde der Werkzeugsatz B derart gestaltet, dass die Entwicklung der Winkel α und β in jedem einzelnen Profilrollenpaar gleichförmig erfolgt. Eine derartige Gestaltung der Stufenfolge erfordert ein interlaminares Gleiten nur zwischen Steg und Schenkel 2, also nur im Bereich des Schenkels 1 und der benachbarten Biegeradien, und nicht über die gesamte Blechbreite, wie in Bild 5.10 schematisch dargestellt ist.

Beim Rollformen von Metallen wird einer Rückfederung (Spring-Back) des Materials nach Verlassen der Werkzeuge mit Überbiegung Rechnung getragen. Die bei Metallen übliche Rückfederung ist auf den elastischen Anteil an der Verformung zurückzuführen. Bei der Formgebung zeigen kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste gewöhnlich ein entgegengesetztes Verhalten, eine Vorfederung (Spring-Forward). Der eingeschlossene Winkel zwischen benachbarten Flächen ist hierbei kleiner als durch die Werkzeuge bei der Verformung vorgegeben (Bild 5.11). Dieses Verhalten ist ther-

thermisch induziert, basierend auf der Abkühlung eines anisotropen Materials von der Formgebungstemperatur. Die Ursache liegt in unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten in Richtung der faserverstärkten Lagen (in-plane) und senkrecht dazu, d.h. in Dickenrichtung der Organobleche (out-of-plane) [135,136].

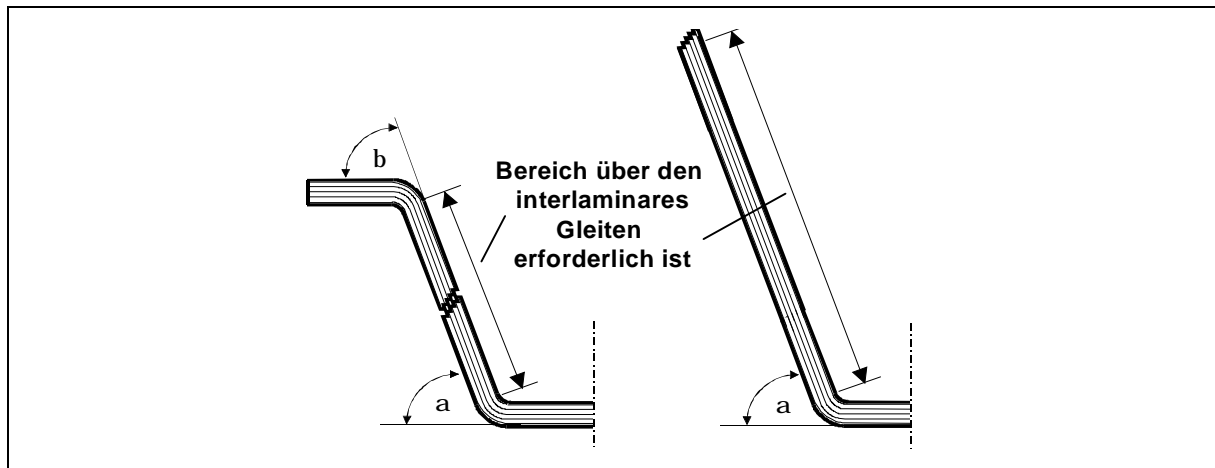


Bild 5.10: Zwischenlagenabgleiten für verschiedene Stufenfolgen

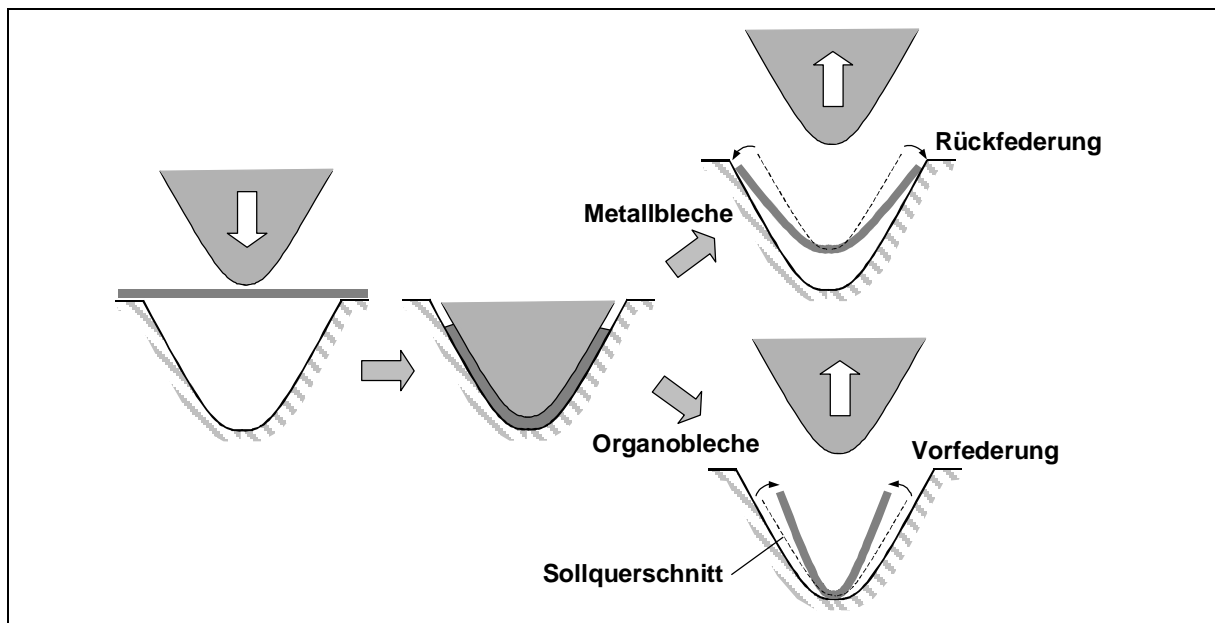


Bild 5.11: Rück- und Vorfederung beim Stempelumformen

5.4 Experimentelles

5.4.1 Eingesetzte Materialien

Für die Rollformversuche wurden vollständig konsolidierte, gewebeverstärkte Glasfaser (GF)/Polypropylen (PP)- und GF/Polyamid 66 (PA66)-Plattenhalbzeuge, sogenannte Organobleche eingesetzt.

Bei Twintex[®] T PP 60 710 C der Firma Vetrotex, Frankreich, handelt es sich um ein ausgeglichenes Gewebe mit 2/2-Köperbindung und einem Flächengewicht von 710g/m². Die Fäden des Gewebes sind aus Glas- und Polypropylen-Mischfilamenten aufgebaut, der Volumenanteil an Verstärkungsfasern beträgt 35% (60 Gew.-%). Gewebelagen wurden auf der institutseigenen Doppelbandpresse zu vierlagigen Organoblechen mit einer Dicke von 2mm laminiert.

GF/PA66-Organobleche (TEPEX[®] 101 – FG290(8)/46%) wurden von der Firma Bond Laminates, Deutschland, bezogen. Das bereits vollständig konsolidierte Plattenhalbzeug mit Dicke 2mm und einem Faservolumenanteil von 46% wurde aus 8 Gewebelagen mit einem Flächengewicht von jeweils 290 g/m² im Film-Stacking-Verfahren mittels Doppelbandpressentechnik hergestellt. Da PA66 Feuchtigkeit aufnimmt, wurden die Zuschnitte für die Umformversuche getrocknet.

Tabelle 5.1 zeigt einige Eigenschaften der verwendeten Materialien.

Tabelle 5.1: Eigenschaften der verwendeten Plattenhalbzeuge

Eigenschaft	Einheit	GF/PP	GF/PA66
Faservolumengehalt	[%]	35	46
Anzahl Lagen	[1]	4	8
Gewebetyp	[1]	Twill	Twill
Faserorientierung	[1]	0/90	0/90
Dichte	[g/cm ³]	1,5	1,75
Schmelzpunkt	[°C]	165	266

Wie bereits oben angedeutet, ist für die Verarbeitung thermoplastischer Verbundwerkstoffe mit der dargestellten Anlagentechnik von Bedeutung, dass teilkristalline Polymere bei rascher Abkühlung aus der Schmelze erst bei Temperaturen weit un-

terhalb der Schmelztemperatur beginnen wieder zu kristallisieren (Bild 5.12). Der Thermoplast befindet sich im Zustand einer unterkühlten Schmelze [72,73].

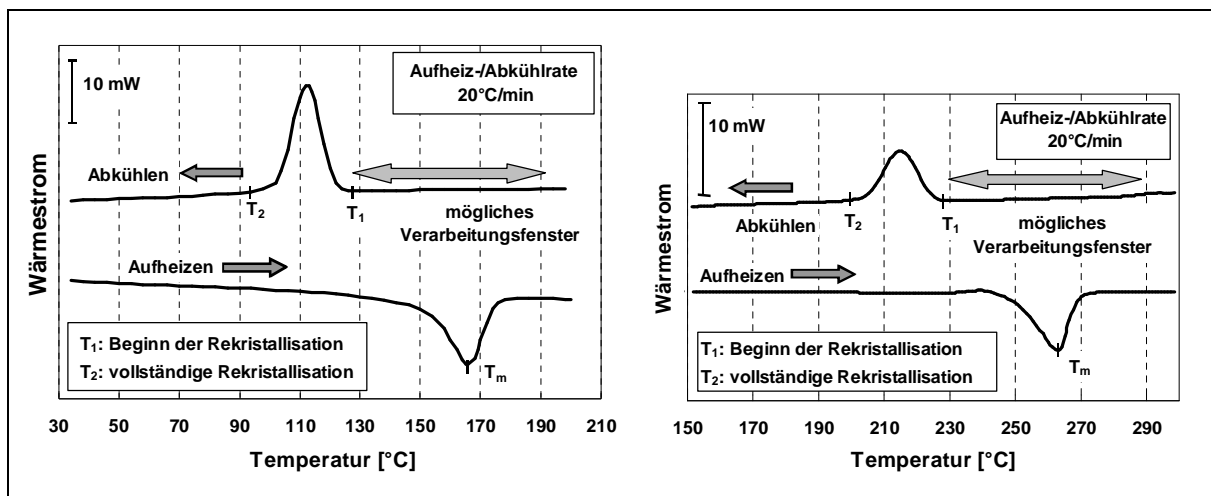


Bild 5.12: DSC-Kurven von GF/PP (links) und GF/PA66 (rechts)

Während FKV gewöhnlich über Schmelztemperatur T_m geformt werden, kann das große Verarbeitungsfenster beim Rollformen ausgenutzt werden, wo die Formgebung in mehreren Schritten über eine vergleichsweise große Zeitspanne erfolgt.

Die Rekristallisation findet bei umso niedrigeren Temperaturen statt, je höher die Abkühlrate ist. Bild 5.13 zeigt gegenüber der Schmelztemperatur die Herabsetzung der Temperaturen, bei denen die unterkühlte Schmelze zu rekristallisieren beginnt bzw. die Rekristallisation abgeschlossen ist.

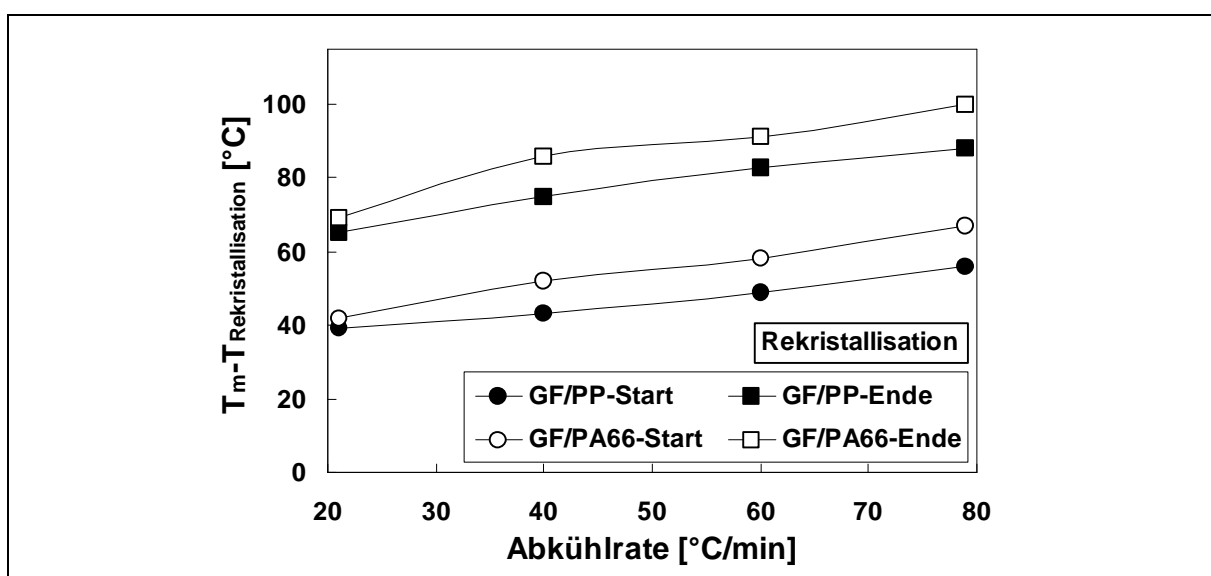


Bild 5.13: Unterkühlung der Thermoplastschmelzen als Funktion der Abkühlrate

Diese durch DSC-Messungen ermittelten „Rekristallisationsfenster“ werden an späterer Stelle dem Abkühlverhalten der verarbeiteten Organobleche beim Rollformprozess gegenübergestellt. Beide eingesetzte Materialien zeigten ähnliche Rekristallisationsbereiche bei der Abkühlung aus der Schmelze.

Das große Temperaturfenster, welches diese Materialien bei der Verarbeitung anbieten wird beim Rollformen ausgenutzt, da das Umformen in mehreren Schritten über einen relativ großen Zeitraum erfolgt. Auf eine Temperierung der Umformung wurde im derzeitigen Entwicklungsstadium verzichtet um den Aufwand zum Aufbau der Anlage nicht weiter zu erhöhen. Stattdessen wurde der Prozess zunächst so „robust“ wie möglich gestaltet, was sicherlich Zustimmung finden wird, sollte es in der Zukunft zu einer industriellen Anwendung kommen.

5.4.2 Aufheizen der Organobleche

Die Temperaturführung ist ein wichtiger Prozessparameter beim Erwärmen von allen Kunststoffhalbzeugen, auch bei der Erwärmung durch IR-Strahlung. Die einfachste Möglichkeit ist die Zeit-Leistungs-Steuerung. Hierbei bleibt das zu erwärmende Gut für eine vorgegebene Zeit t unter dem IR-Heizfeld, das eine konstante Leistung P abgibt. In einem kontinuierlichen Prozess, bei dem das zu erwärmende Gut durch ein Strahlerfeld transportiert wird, ergibt sich die zur Erwärmung auf Solltemperatur zur Verfügung stehende Zeit aus der Prozessgeschwindigkeit und der Länge des Strahlerfeldes. Die dafür erforderliche Heizleistung muss meist in praktischen Versuchen ermittelt werden [127]. Die Regelung der Strahler erfolgt über eine Phasensteuerung, so dass sich je nach zugeführter elektrischer Leistung eine unterschiedlich hohe Heizwendeltemperatur ergibt.

Zwar existieren eine Reihe von Berechnungsmodellen zum Aufheizverhaltens von Materialien mit IR-Strahlung, jedoch sind diese mit Unsicherheiten behaftet und dienen hauptsächlich zur rechnerischen Abschätzung der Auslegung von Heizungsanlagen [88,127,128,137-140]. Insbesondere die Ermittlung des vom zu erwärmenden Gut absorbierten Wärmestromes ist schwierig, aufgrund der schwer erfassbaren Verlustwärmeströme durch Konvektion und Reflexion am Halbzeug. Auch die theoretischen Vorgänge an der Oberfläche der Halbzeuge sind nicht vollständig geklärt [128].

Neben den Einflüssen verschiedener Materialien müssen auch die Eigenschaften diverser Strahlerbauarten und die konstruktive Gestaltung der Heizanlage Berücksichtigung finden. Die auf ein bestimmtes Material übertragene Wärmemenge wird durch die absolute Leistungsfähigkeit der Strahler, durch die eingestellte Heizleistung und den Abstand zum Material beeinflusst.

Aus der Kombination der angeführten Gründe heraus sind Aufheizversuche notwendig. Dafür wurden Thermoelemente in einige Organobleche einlaminiert, um beim Aufheizen und Abkühlen die Temperaturen im Innern der Materialien messen zu können. Die Halbzeuge dafür wurden auf einer Heizpresse konsolidiert. Die Thermoelemente auf der Oberfläche wurden mit Kapton-(Polyimid-)Klebefolie befestigt. Dabei ist auf eine sorgfältige Präparation der Temperatursensoren auf dem Laminat zu achten. Hierfür wurde das Thermoelement leicht gebogen, so dass die Messspitze auf die Probenoberfläche drückt, um einen festen Kontakt herzustellen, ohne den Messpunkt zu überkleben, was eine Verfälschung der Oberflächentemperatur zur Folge hätte. Weiterhin wurde am Hüllrohr die Temperatur in Abhängigkeit der eingestellten Heizleistung gemessen, da die emittierte Wärmemenge auch abhängig von der Heizwendeltemperatur ist, diese jedoch nicht gemessen werden kann (Bild 5.14).

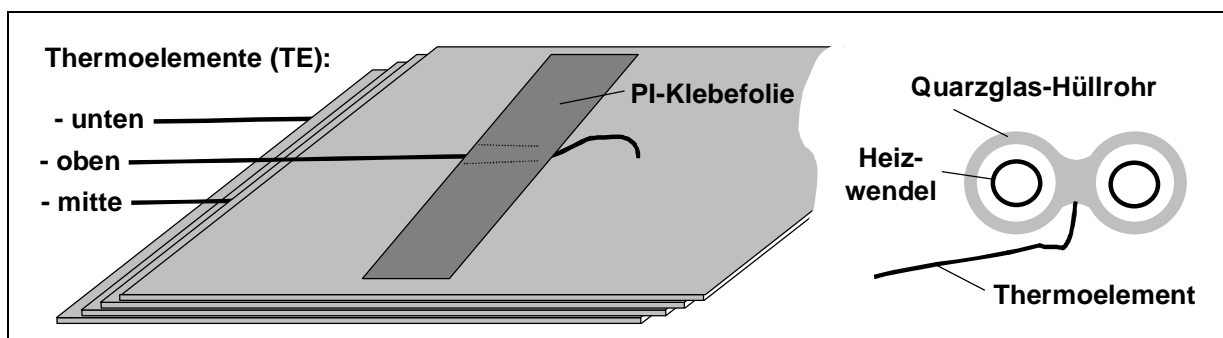


Bild 5.14: Temperaturmessung bei den Aufheizversuchen im Laminat (links) und am Quarzglas-Hüllrohr

5.4.3 Grundlegende Umformversuche zum Rollformen

Zuvor aufgeschmolzene GF/PP-Organobleche wurden durch einzelne Rollenpaare gezogen (Bild 5.15). Um dies zu ermöglichen, wurde ein Loch am vorderen Ende mittig in die Blechstreifen gebohrt und ein Kohlenstoffaserveroving durch Verknoten befestigt. Um ein Ausreißen des Gewebes nach dem Aufschmelzen der Matrix

beim Ziehen über den Fördergurt und durch das Rollenpaar zu verhindern, wurde der Bereich der Bohrung mit PI-Klebefolie umklebt.

Der erste Rollenstand der Rollformanlage wurde hierzu auf Laufrollen in Prozessrichtung verschieblich gelagert. Mit Hilfe einer Kraftmessdose wurde die zum Verformen erforderliche Durchzugskraft aufgezeichnet, bei frei mitrotierenden Rollen (Bild 5.15).

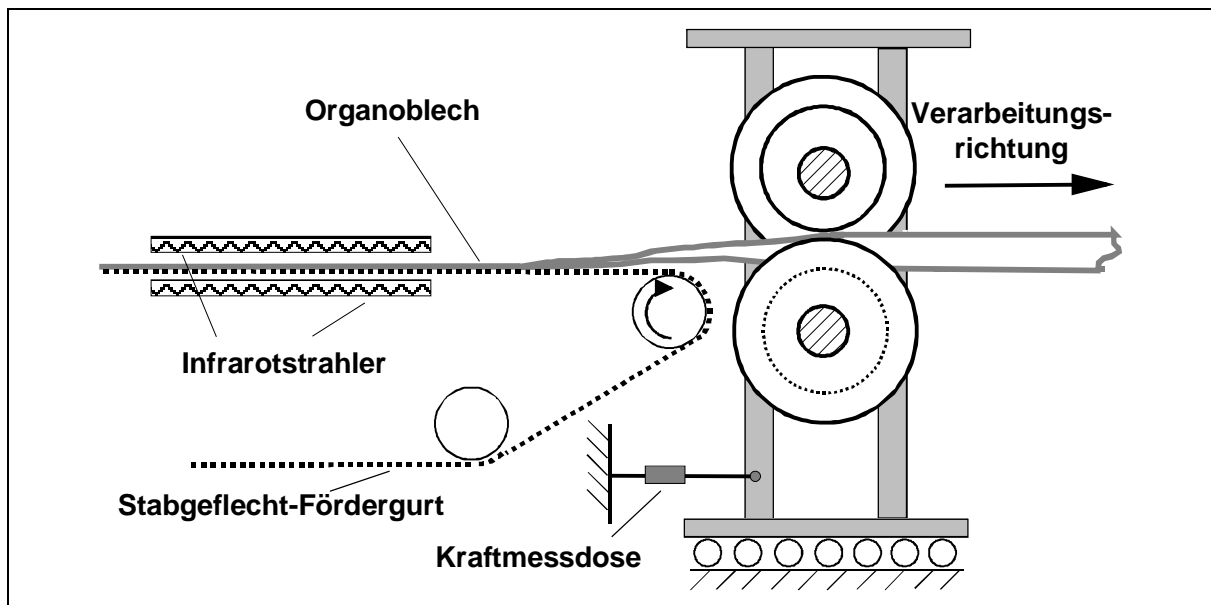


Bild 5.15: Schematische Darstellung des Aufbaus der Umformversuche

Erfasst wurde auch die sich einstellende Länge des Deformationsbereichs. Variiert wurden die Zustelltemperatur, die Umformgeschwindigkeit, sowie die Rollengeometrie. Die Zustelltemperatur (Durchzugstemperatur) der Probenoberfläche wurde mittels Pyrometer unmittelbar vor Eintritt in die Rollenpaare ermittelt.

5.4.4 Herstellung von Hutprofilen

Die umzuformenden Halbzeuge wurden als 800 mm lange und 90 mm breite Streifen im Rollformprozess verarbeitet. Für jede Parameterkombination wurden 3 Profile auf ihre Eigenschaften untersucht. Geformt werden mussten jedoch mehr Profile, die aufgrund von Schwierigkeiten bei der Prozessführung als Ausschuss entsorgt wurden.

5.4.5 Qualität der rollgeformten FVW

5.4.5.1 Geometrische Toleranzen

Die üblichen Rollformtoleranzen für kaltgeformte Metallprofile sind in einer nationalen Norm und dem Entwurf für eine europäische Norm festgelegt [141,142].

Als kritische Größen bezüglich der Querschnittsgeometrie sind die Winkelabweichungen $\Delta\alpha$ und $\Delta\beta$ einzustufen, die jeweils $1^\circ 45'$ bei dem realisierten Hutprofil nicht überschreiten dürfen. Abweichungen von der Geradheit müssen unter $0,002 \times \text{Länge}$, und die Verdrillung des Profils unter $1^\circ/\text{m}$ Länge liegen. Bandkantenwelligkeiten, wie in Bild 5.16 dargestellt, sind nicht akzeptabel.

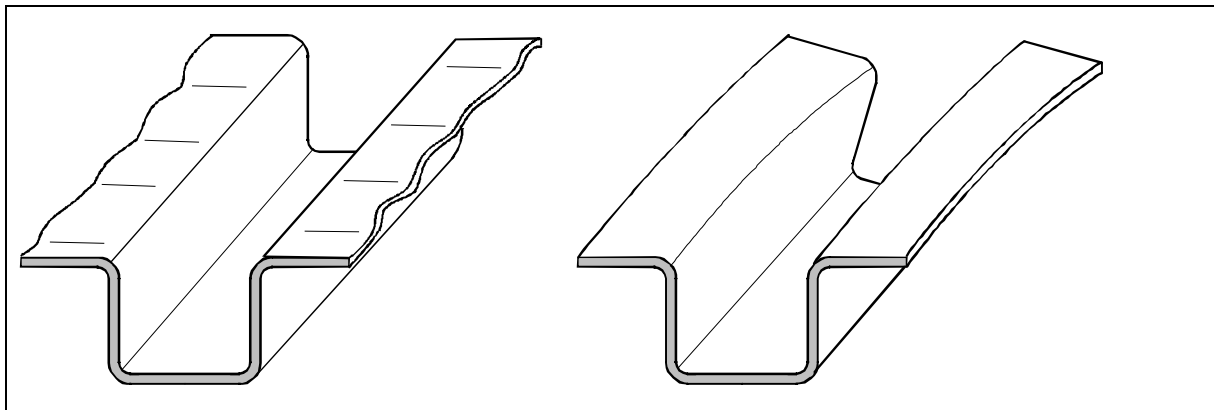


Bild 5.16: Bandkantenwelligkeiten und Verdrillung im Profil

Bandkantenwelligkeiten beim Rollformen metallischer Bleche sind auf eine Beanspruchung in Längsrichtung über die Elastizitätsgrenze des Materials hinaus in den plastischen Bereich zurückzuführen. Während Längsdehnungen aufgrund des dem Rollformen eigenen Umformmechanismus zwangsläufig immer auftreten, muss durch ein geeignetes Rollendesign gewährleistet sein, dass diese unerwünschten Verformungen, die im Bereich der Bandkanten ihr Maximum haben, rein elastisch bleiben. Den offensichtlichsten Einfluss auf die Längsdehnungen haben die Biegewinkeldifferenzen zwischen benachbarten Rollenständen, aber auch deren Abstände zueinander sowie die Rollendurchmesser [143].

Während das Rollendesign Voraussetzung für einen erfolgreichen Umformvorgang ist, spielt auch das Einrüsten der Rollen auf der Anlage eine entscheidende Rolle beim Auftreten von Formteilfehlern. Abweichungen von der Geradheit und Verdrillung des Profils sind häufig das Ergebnis einer ungenauen Ausrichtung der einzelnen Rol-

len zueinander und können durch Nachstellen einzelner Rollen beseitigt werden. Hierbei sind Erfahrungswerte der Anlageneinrichter bedeutsam, um aus der Art des Formteilfehlers geeignete Maßnahmen ableiten zu können. Bei Verdrillungen sind darüber hinaus auch Kontakt und Reibbedingungen im Walzspalt von Bedeutung. Hier werden in der Regel Richtsätze eingesetzt, die, um die Profilverdrehung auszugleichen, ein entsprechendes Verkippen eines oder mehrerer Rollenpaare erlauben [80].

Zunächst wurden die hergestellten Profile auf ihre Übereinstimmung mit der gewünschten Form überprüft. Zur Bestimmung der Winkelabweichung wurden jeweils drei 10 mm lange Querschnittsproben aus jedem Profil geschnitten. Die Umriss der Querschnitte wurden auf Millimeterpapier aufgetragen und die Winkel zwischen den Schenkeln ausgemessen. Eine positive Winkelabweichung ist dabei als eine Vorfederung definiert, eine negative Winkelabweichung beschreibt demnach eine Rückfederung.

5.4.5.2 Werkstoffcharakterisierung

Die Anforderungen an die geometrische Konformität können bei den durchgeführten Untersuchungen als Orientierungswerte dienen, wenngleich das Hauptaugenmerk im Rahmen dieses Projektes der Untersuchung des Einflusses wichtiger Prozessparameter auf das Rollformverhalten thermoplastischer FVW galt. Die gewonnenen Erkenntnisse tragen zur materialgerechten Auslegung des Prozesses bzw. der Anlagentechnik bei.

Beim Rollformen metallischer Werkstoffe ist eine Sichtkontrolle auf Oberflächenbeschädigungen, insbesondere auch auf mögliche Risse im Bereich der Aussenradien der Biegekanten als Folge übermäßiger plastischer Verformung, neben der Überprüfung der Übereinstimmung des Profils mit der gewünschten Geometrie in der Regel zur Qualitätskontrolle ausreichend.

Bei thermoplastischen FVW hingegen müssen die Materialeigenschaften nach der Umformung mit denen der vollständig konsolidierten Halbzeuge als Ausgangswerkstoff verglichen werden.

Lokale Defekte wie das Faserausknicken und Delamination sowie das Auftreten von Poren wurden unter dem Auflichtmikroskop untersucht.

Die Dichten wurden nach dem Prinzip von Archimedes gravimetrisch bestimmt und der theoretischen Dichte zur Ermittlung des Porengehalts gegenübergestellt. Die Vorgehensweise hierzu ist in Kapitel 4.2.3.2 beschrieben.

Die mechanische Charakterisierung trägt wie die Bestimmung von Porengehalten dazu, bei den Einfluss der Prozessparameter auf die Qualität der rollgeformten Profile zu quantifizieren. Schmale Streifen wurden in Längsrichtung aus dem Schenkel 1 des Profils (vgl. Bild 5.5) entnommen. Diese wurden einem 3-Punkt-Biegetest nach ASTM D 790M unterzogen und Proben aus den Plattenhalbzeugen (Ausgangsmaterialien) gegenübergestellt [144].

Aus jedem Profil wurden 3 Proben entnommen und die Messwerte arithmetisch gemittelt.

5.5 Ergebnisse

5.5.1 Aufheiz- und Abkühlverhalten der Organobleche

Mit einer Erhöhung der Heizleistung der Strahler steigt die Hüllrohrtemperatur (steigende Strahler-/Heizwendeltemperatur), und gleichzeitig nimmt die erforderliche Heizzeit bis zum Erreichen einer Solltemperatur ab (Bild 5.17).

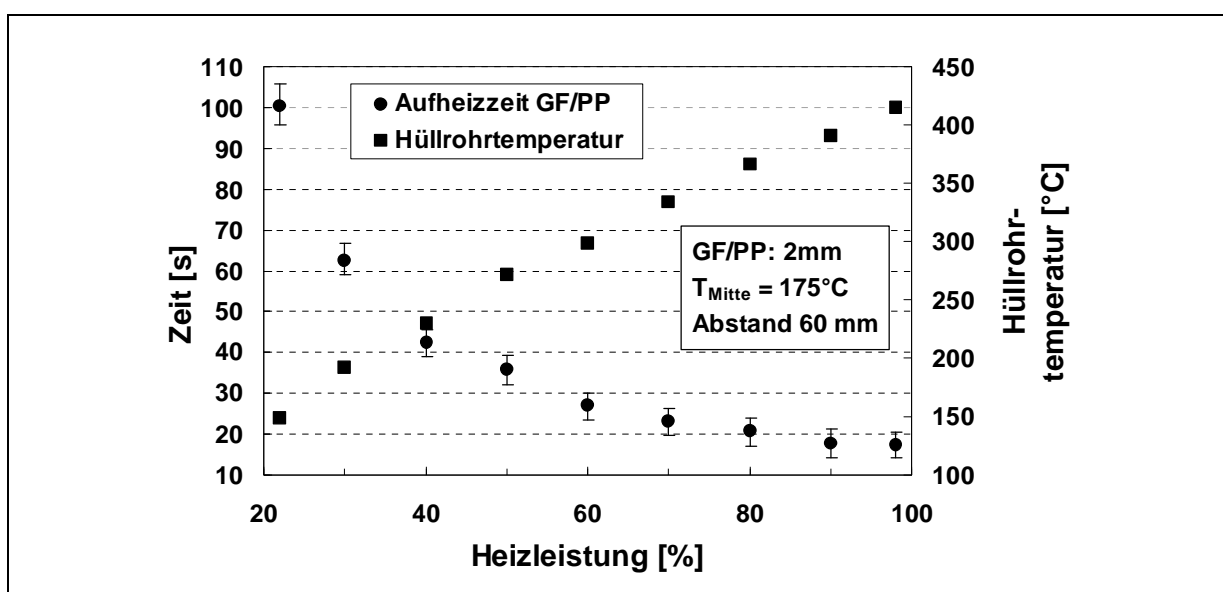


Bild 5.17: Erforderliche Aufheizzeit und Hüllrohrtemperatur als Funktion der Heizleistung

Emittierte Strahlung kann je nach Wellenlänge bis zu einigen Zehnteln Millimetern in das zu erwärmende Halbzeug eindringen oder an der Oberfläche absorbiert werden. Von dort wird die Wärme durch Wärmeleitung in das Innere transportiert [128].

Daher kommt es bei zügiger Erwärmung zu einer Überhitzung der Oberfläche. Nach Verlassen des Strahlerfeldes kommt es augenblicklich zu einem starken Abkühlen der Oberfläche, während aufgrund des Temperaturgefälles im Inneren des Materials die Temperatur zunächst noch weiter ansteigt. Daher ist das Erreichen einer Temperatur von $T_{\text{Mitte}}=175^{\circ}\text{C}$ in der Mitte des GF/PP-Laminats bei Verlassen des Strahlerfeldes ausreichend, um zu gewährleisten, dass auch die letzten kristallinen Bereiche im Polymer geschmolzen sind, da die Temperatur im Innern noch bis auf ca. 185°C ansteigt.

Bild 5.18 zeigt den typischen zeitlichen Temperaturverlauf eines Halbzeugs bei beidseitiger Bestrahlung.

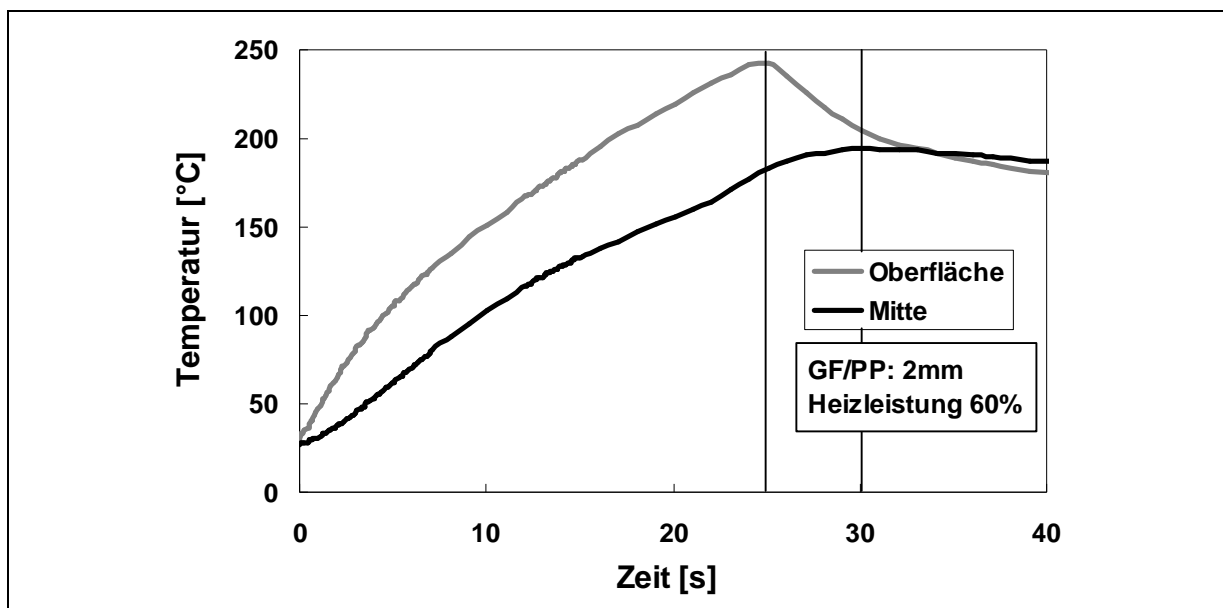


Bild 5.18: Zeitlicher Verlauf des Aufheizens von GF/PP im Strahlerfeld

Grossen Einfluss auf die erforderliche Aufheizzeit hat auch der Abstand von den Strahlern zum zu erwärmenden Gut. Erwartungsgemäß nimmt die erforderliche Aufheizzeit mit größer werdendem Abstand zu, insbesondere bei geringen Strahlerleistungen erhöht sich die Aufheizzeit überproportional. Bild 5.19 zeigt die prozentuale Zunahme der Aufheizzeit für GF/PP-Bleche gegenüber einem ursprünglichen Strahlerabstand von 60 mm.

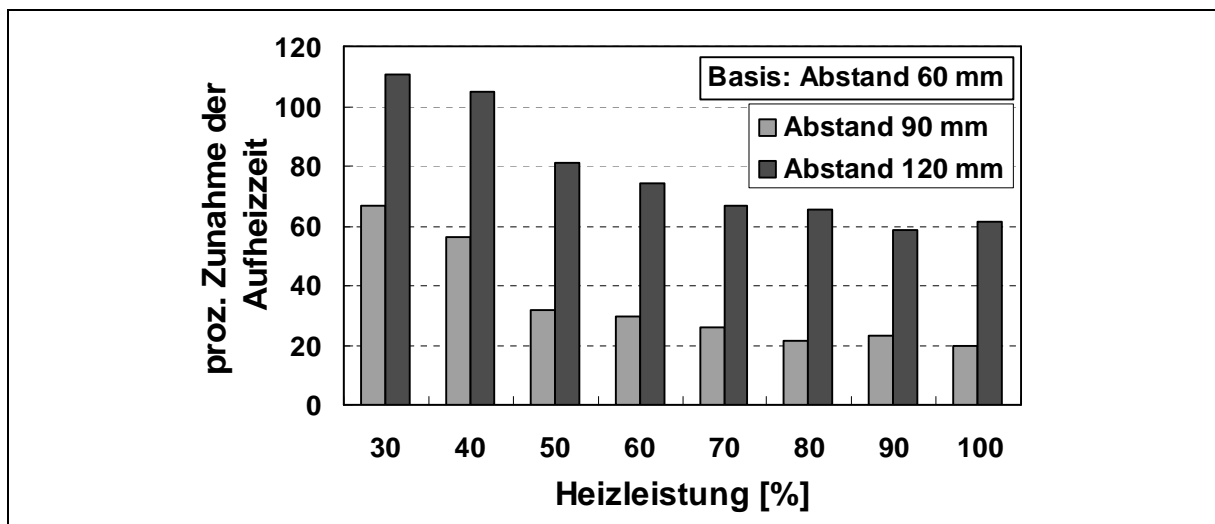


Bild 5.19: Prozentuale Zunahme der Aufheizzeit in Abhängigkeit des Strahlerabstands

Während die Halbzeuge möglichst schnell auf Verarbeitungstemperatur erhitzt werden sollen, muss eine thermisch-oxidative Schädigung des Polymers vermieden werden. Bild 5.20 zeigt die „Überhitzungen“ der oberflächennahen Bereiche der Laminate gegenüber den erforderlichen Temperaturen in der Mitte.

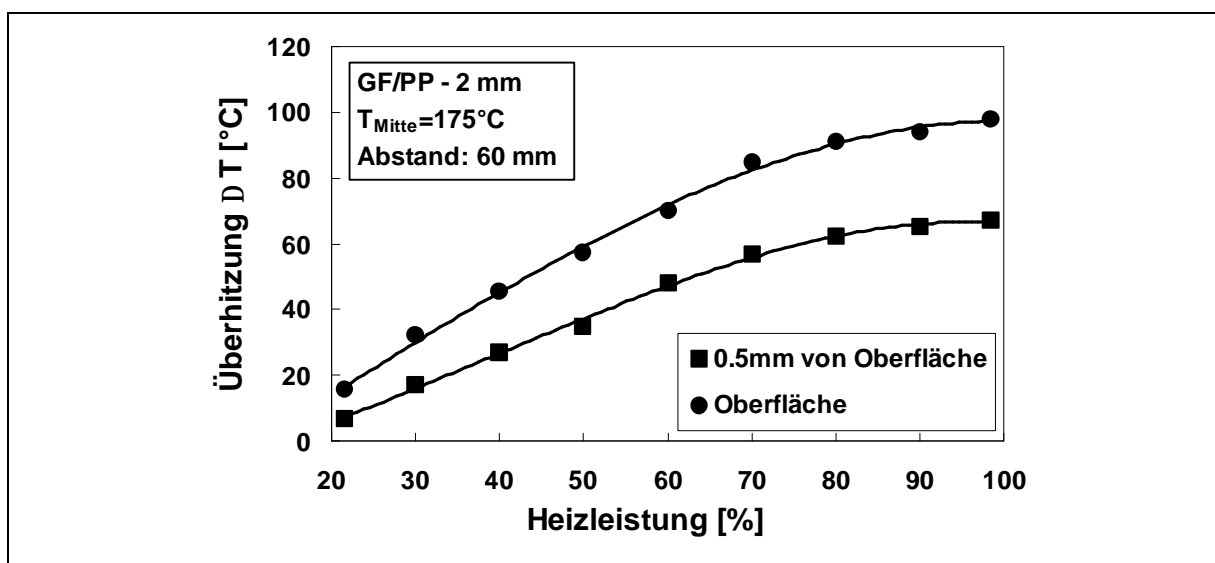


Bild 5.20: Überhitzung der GF/PP-Organobleche als Funktion der Heizleistung

Im Rahmen der Streuung der Messwerte konnten keine Unterschiede im Aufheizverhalten der beiden untersuchten Materialien festgestellt werden. GF/PP und GF/PA66 erreichen nach gleicher Zeit eine Temperatur von 175°C im Innern der Bleche, trotz, oder gerade wegen der unterschiedlichen Polymere und Faservolumenanteile.

Für das Aufschmelzen der GF/PA66-Bleche werden Aufheizzeiten benötigt, die aus Bild 5.21 entnommen werden können.

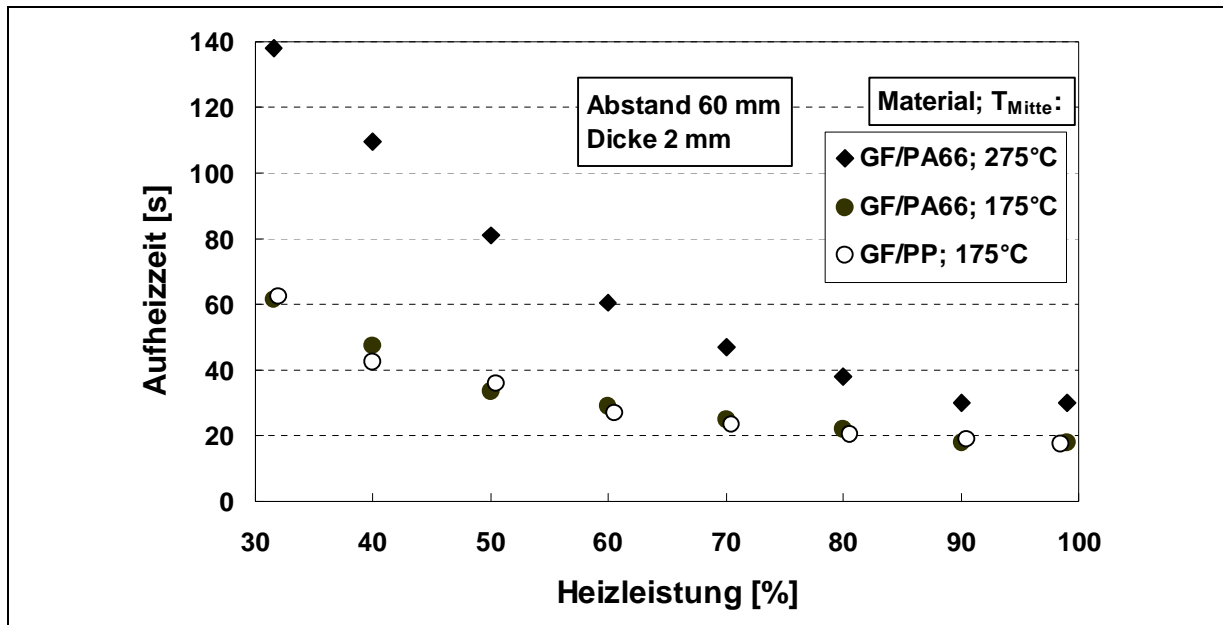


Bild 5.21: Aufheizzeiten für GF/PA66 im Vergleich zu GF/PP

Die Überhitzung der Oberfläche beim Aufschmelzen von GF/PA66-Blechen ist geringer als bei GF/PP (Bild 5.22).

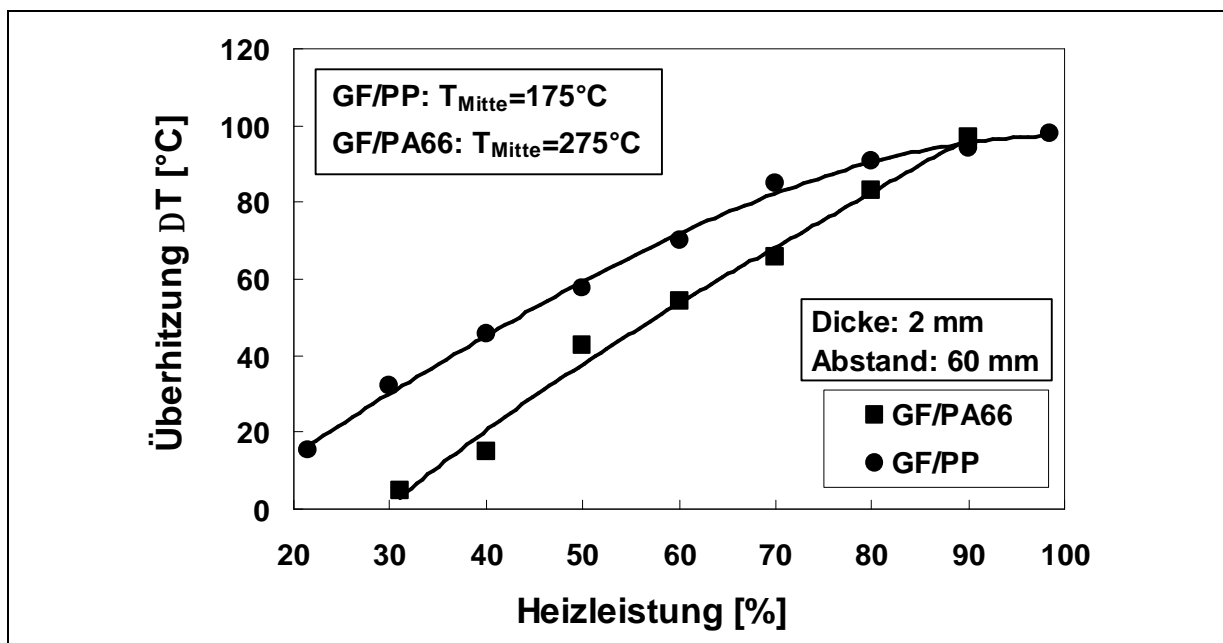


Bild 5.22: Vergleich der Überhitzung der Oberflächen von GF/PP und GF/PA66

Einmal verringert sich die Differenz der durch die Bestrahlung maximal erreichbaren Temperatur und der erforderlichen Aufheiztemperatur. Zum anderen steht bei länge-

ren Aufheizzeiten zum Erreichen der Schmelztemperatur mehr Zeit zur Wärmeleitung ins Innere des Materials zur Verfügung.

Nach Rücksprache mit dem Hersteller der Strahler wurde ein Strahlerabstand von 60 mm realisiert. Um die Thermoplaste keinem möglichen thermischen Abbau aussetzen, sollte die maximale Heizleistung auf 60% begrenzt werden.

Die realisierbaren Aufheizzeiten sind also nicht durch die Leistung der Strahler limitiert, sondern durch die Wärmeleitung von den oberflächennahen Bereichen in das Materialinnere.

Die Länge der Heizzone ist nicht ausreichend, um bei allen Materialien und Prozessgeschwindigkeiten die benötigten Temperaturen in den Organoblechen für den weiteren Prozess zu erreichen. Die Streifen wurden daher mit der gewählten Prozessgeschwindigkeit in das Strahlungsfeld vollständig eingefahren und das Förderband dann solange gestoppt, bis die erforderlichen Verweilzeiten im Strahlerfeld erreicht wurden.

Für alle untersuchten Parameterkombinationen wurde die Heizleistung konstant gehalten. Unabhängig von Prozessgeschwindigkeit und Zustelltemperatur verbrachten alle Proben einer Organoblechtype dieselbe Zeit im Strahlerfeld und wurden gleichartig erhitzt. Die Materialien wurden dabei soweit erwärmt, dass die höchsten Zustelltemperaturen im ersten Rollenstand erreicht werden konnten. Neben dem Verhalten bei der Aufheizung ist dafür auch die Kenntnis des Abkühlverhaltens an der Umgebungsluft notwendig, um den Prozess im Versuchsbetrieb entsprechend einstellen zu können.

Bild 5.23 stellt den zeitlichen Verlauf der Abkühlung der GF/PP- und GF/PA66-Organobleche aus der Schmelze an der Umgebungsluft dar.

Beim Abkühlen von GF/PP ist im Temperaturverlauf ein Bereich zu sehen, in dem über eine relativ lange Zeitdauer von ca. 40 s die Temperatur nicht weiter sinkt. Dies ist auf die freiwerdende Kristallisationswärme zurückzuführen. Für die Oberfläche und das Innere des Materials betragen diese Temperaturen etwa 117°C bzw. 109°C.

Bei GF/PA66 ist ein solcher zeitlicher Verlauf der Abkühlung nicht vorhanden. Die Schmelzenthalpie von GF/PP ist mit ca. 40 J/g mehr als doppelt so groß wie die von GF/PA66 mit etwa 18 J/g.

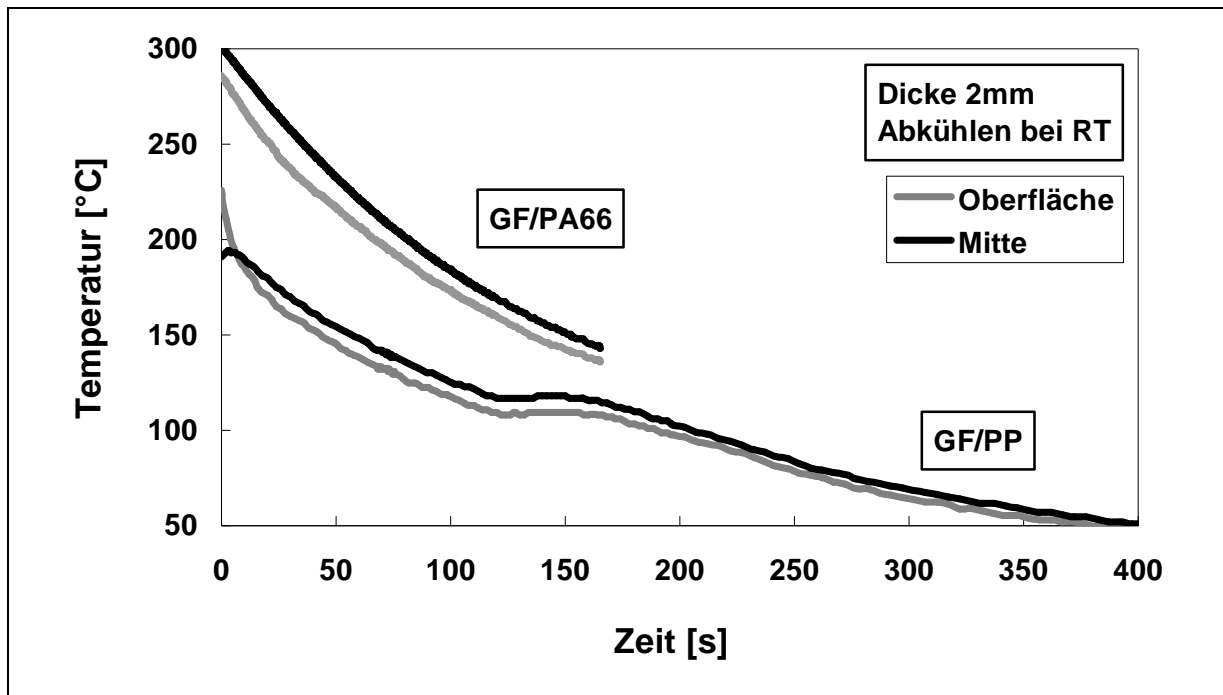


Bild 5.23: Zeitlicher Verlauf der Abkühlung von GF/PP und GF/PA66 an Umgebungsluft

Für die Umformversuche zum Rollformen thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe ist eine Erwärmung der GF/PP-Bleche von 200°C in der Mitte für alle Prozessparameterkombinationen von Zustelltemperatur und Prozessgeschwindigkeit ausreichend. Im Laborbetrieb wurde eine geringe Heizleistung von 40% realisiert; die Oberflächentemperatur erreicht hierbei 235°C.

Die GF/PA66-Bleche wurden aufgrund der höheren Abkühlraten auf 330°C erwärmt (Temperatur in der Mitte, gemessen mit Thermoelement), die Oberfläche erreicht hierbei etwa 335-340°C. Die aufgrund des Versuchsaufbaus erforderlichen Temperaturen grenzen an der Materialoberfläche an die Temperatur (340°C), ab der laut Datenblatt des Herstellers mit einer beginnenden Zersetzung gerechnet werden muss. Während an der Oberfläche ein thermisch oxidativer Abbau des Polymers daher nicht vollständig ausgeschlossen werden kann, ergab eine Rücksprache mit Bond Laminates, dass beim Aufheizen zur Fertigung und bei Umformversuchen beim Hersteller auch solch hohe Temperaturen erreicht werden. Ein Abbau des Polymers wurde aber nicht festgestellt, da es sich bei der im Datenblatt angegebenen Temperatur auch um einen „Sicherheitswert“ handelt. Maßgeblich für eine Polymerzersetzung ist auch die Dauer, über die das Material einer bestimmten Temperatur ausge-

setzt ist. Die maximalen Oberflächentemperaturen werden in den vorliegenden Versuchen nach einer zügigen Erwärmung am Ende der Heizzone erreicht. Unmittelbar nach Verlassen des Strahlerfeldes nimmt die Oberflächentemperatur zunächst fast schlagartig ab (vgl. Bild 5.18). Die Oberflächen der GF/PA66-Bleche sind daher den kritischen Temperaturen nahe der möglichen beginnenden Zersetzung nur sehr kurzfristig ausgesetzt. Darum wurde aufgrund des zusätzlichen Arbeitsumfanges auf eine Untersuchung möglicher Zersetzung des Polymers verzichtet, zumal keine sichtbaren Zersetzungserscheinungen am Material zu erkennen waren.

5.5.2 Grundlegende Umformversuche

Zunächst wurde der verschiebliche Rollenstand des Versuchsaufbaus wie in Kapitel 5.4.3 beschrieben mit einem einfachen V-Werkzeug mit 90° Winkel bestückt, welches für diese Versuche angefertigt worden war. Der äußere und innere Radius betrug wie bei allen Werkzeugen 4 bzw. 2 mm (vgl. Bild 5.6). Ein Blech der Breite von 76mm füllte das Werkzeug aus. Die Spaltweite zwischen den Rollen wurde auf die Dicke des Ausgangsmaterials + 0,2mm („Material+Federstahlblech“ als Distanzhalter beim Einrichten) eingestellt. Wie auch später beim Rollformen von Hutprofilen konnte kein kleinerer Walzspalt realisiert werden, da sich die „weichen“ Bleche dann nicht mehr einführen ließen.

Zunächst wurde die Zustelltemperatur variiert (Bild 5.24). Die erforderliche Kraft zum Durchzug der Organobleche blieb noch bei Temperaturen weit unterhalb der Schmelztemperatur auf dem gleichen Niveau wie bei Temperaturen oberhalb von T_m der Matrix. Es kam sogar zu einem leichten Absinken der Kräfte. Dieses Verhalten, welches auch bei anderen Rollenpaaren festgestellt werden konnte, überrascht zunächst. Jedoch kommt es erst zu einem Anstieg der Deformationslänge in dem Bereich, wo die Durchzugskräfte minimal sind.

Bhattacharyya et. al. [132] haben analytisch für ein einfaches U-Profil eine Formel zur Abschätzung der sich einstellenden Deformationslänge abgeleitet. Hierzu wurde das Prinzip minimaler Energie angewendet, wonach die Summe der Arbeit, die zum Biegen und Dehnen zur Herstellung eines Profils (mit unterschiedlichen Stufenfolgen und Biegewinkeldifferenzen) aufgewendet wird, minimiert wird. Da ein festes, perfekt plastisches Material angenommen wurde, ist die abgeleitete Deformationslänge nur

von geometrischen Größen abhängig. Die Adaption eines Prinzips minimaler Arbeit zum Biegen und Dehnen in Kombination mit einem geeigneten Materialmodell für aufgeschmolzene FKV könnte einen Ansatz zur Erklärung der in Bild 5.24 dargestellten Messwerte liefern. Nicht zuletzt aufgrund der Randbedingungen ist ein solcher Ansatz äußerst schwierig und konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden.

Erst ab einer Zustelltemperatur von ca. 130°C kommt es zu einem Anstieg der erforderlichen Kräfte, die mit sinkender Temperatur zunehmen. Bei einer Umformtemperatur von nur noch 115°C sind dann allerdings nach der Umformung im Bereich der Biegeinnenkanten mit bloßem Auge deutlich ausgeknickte Faserbündel zu erkennen.

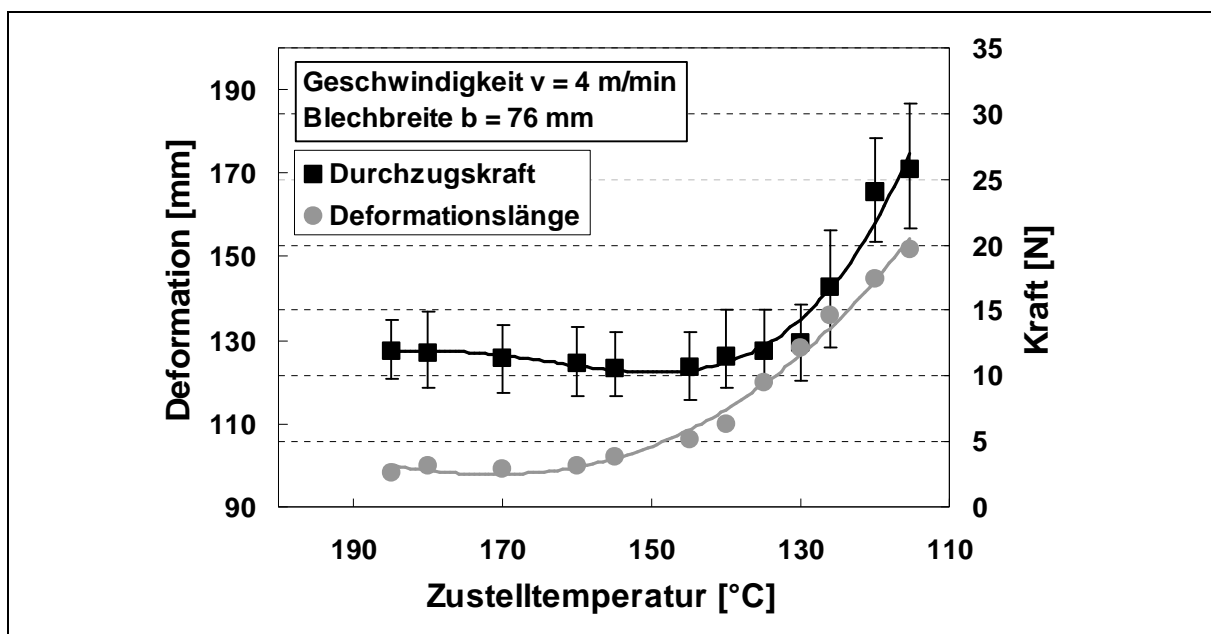


Bild 5.24: Einfluss der Zustelltemperatur auf Durchzugskräfte von GF/PP (V-Werkzeug 90°)

Bild 5.25 zeigt einen nur geringfügigen Anstieg der erforderlichen Durchzugskräfte mit zunehmender Prozessgeschwindigkeit.

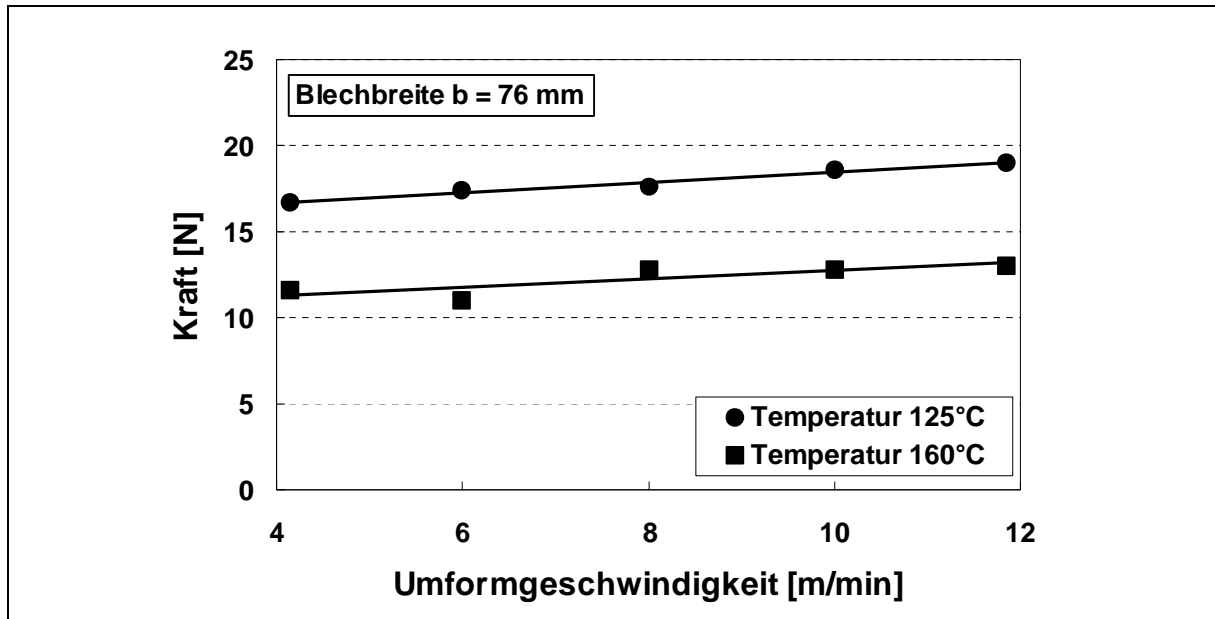


Bild 5.25: Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf Durchzugskräfte von GF/PP (V-Werkzeug 90°)

Erwartungsgemäß nimmt bei dem V-Werkzeug mit nur einer Biegelinie die erforderliche Durchzugskraft ab, wenn man die Breite des zu formenden Bleches reduziert (Bild 5.26).

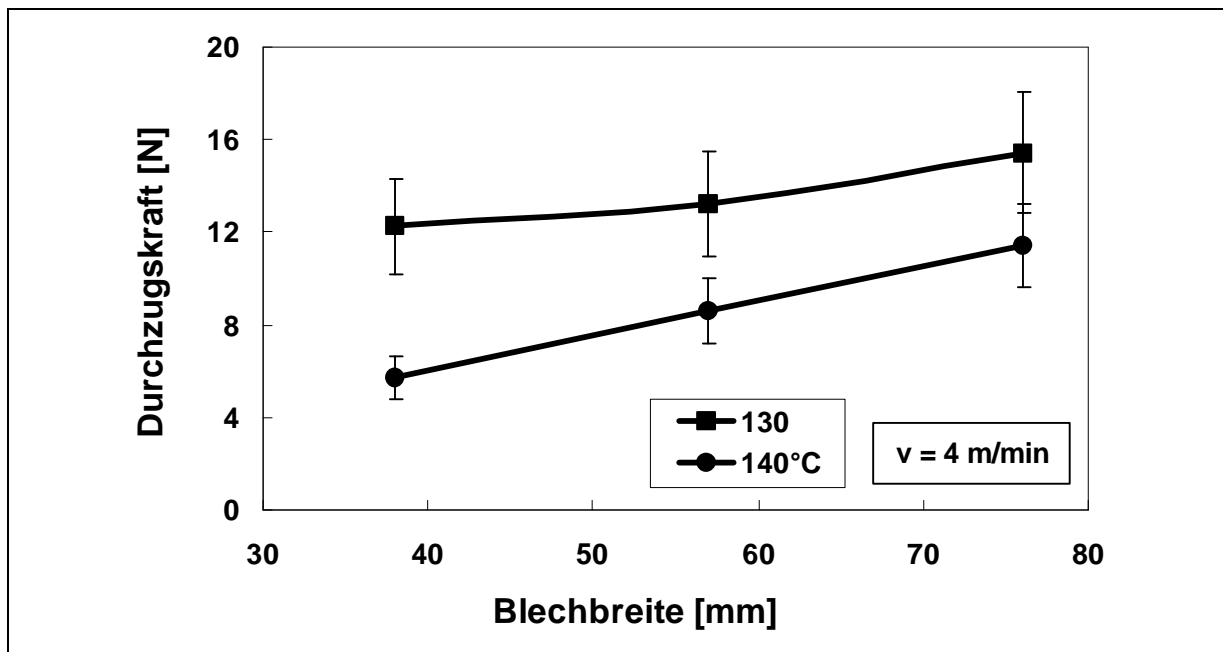


Bild 5.26: Einfluss der Blechbreite auf Durchzugskraft von GF/PP (V-Werkzeug 90°)

Einerseits verringert sich die Schenkellänge über die ein Zwischenlagenabgleiten bei der Umformung erfolgen muss, außerdem muss weniger Material aus der Ebene

„gehoben“ werden, um die Querschnittsform des Walzspaltes anzunehmen (Bild 5.27). Beim metallischen Rollformen spricht man vom „metal movement“ [81].

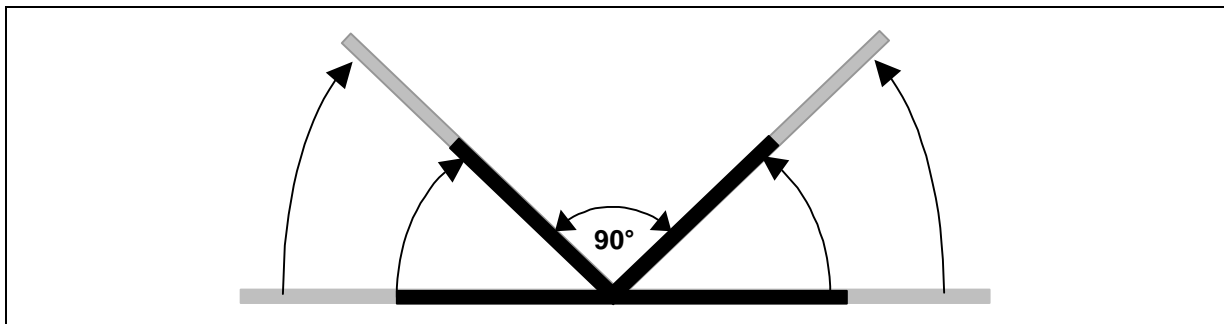


Bild 5.27: Einfluss der Blechbreite auf Durchzugskraft von GF/PP (V-Werkzeug 90°)

Die Bestückung des Versuchsaufbaus mit dem ersten Rollenpaar des Werkzeugsatzes B ($\alpha = 30^\circ$; $\beta = 30^\circ$) zeigt qualitativ einen gleichen Verlauf bei Variation der Umformtemperatur wie das V-Werkzeug (Bild 5.28).

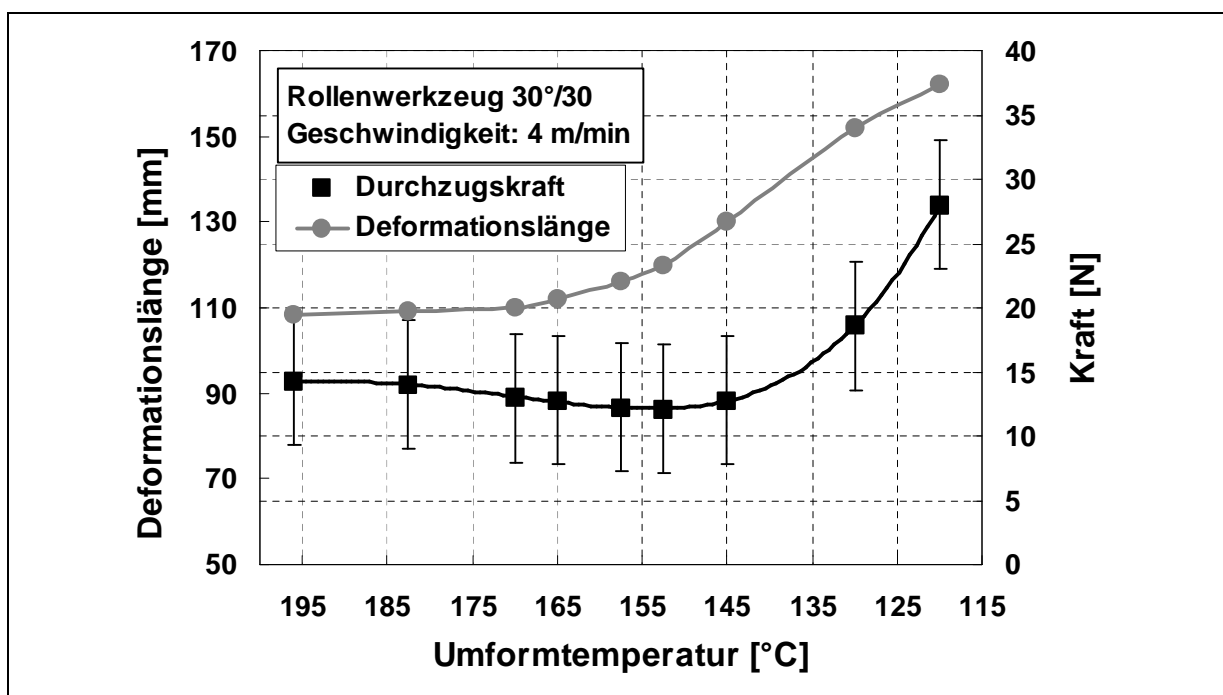


Bild 5.28: Einfluss der Temperatur auf Durchzugskraft von GF/PP (Werkzeug 30°/30°)

Bild 5.29 zeigt eine Gegenüberstellung der erforderlichen Durchzugskräfte und der sich einstellenden Deformationslängen für die ersten beiden Rollenpaare der zwei zur Verfügung stehenden Werkzeugsätze (vgl. Bild 5.7) zur Herstellung des Hutprofils.

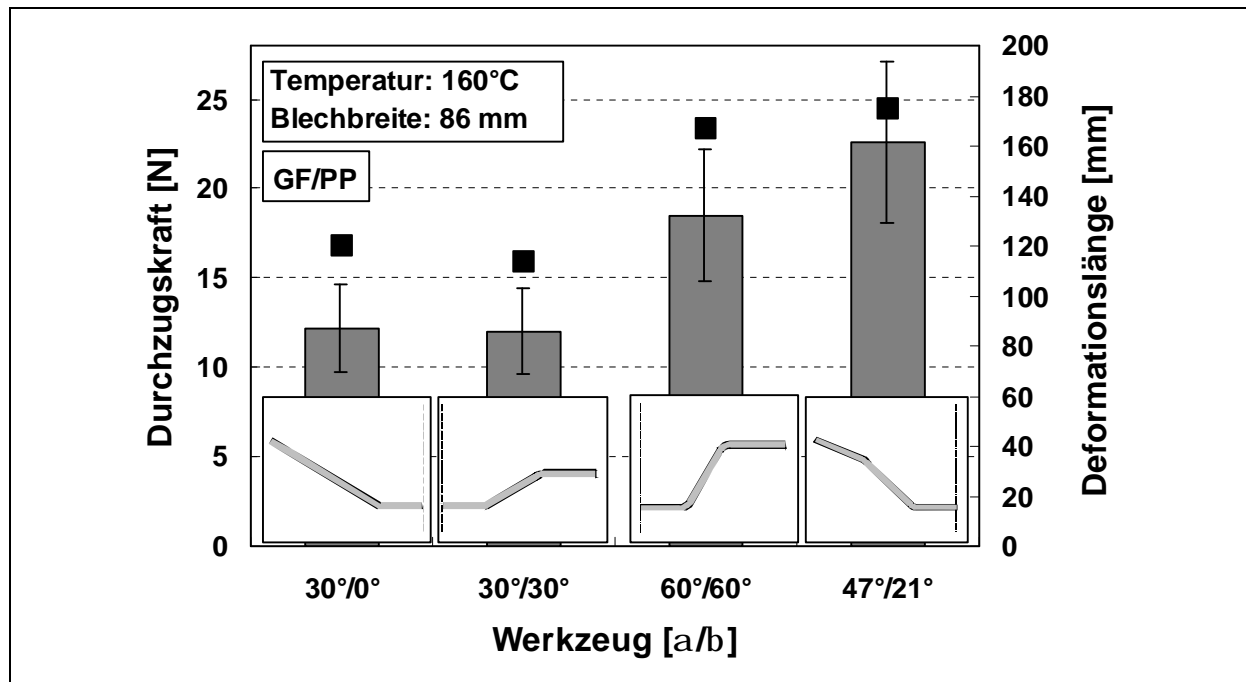


Bild 5.29: Durchzugskräfte (Balken) und Deformationsbereiche (Quadrate) für verschiedene Rollenpaare

Die beiden ersten Rollenpaare des Werkzeugsatzes B, die speziell für das Rollformen kontinuierlich faserverstärkter Verbundwerkstoffe entwickelt worden waren (Werkzeuge 30°/30°; 60°/60°), erforderten geringere Durchzugskräfte als ihre Pendants des Werkzeugsatzes A, obwohl die Formgebung (Biegewinkelsumme) jeweils schon weiter fortgeschritten war. Dieses Verhalten wird auf die geringere Schenkelbreite, über die ein interlaminares Abgleiten erforderlich ist, zurückgeführt. Kommt es insbesondere noch zu Behinderungen des Zwischenlagenabgleitens, dann ist ein Ausbeulen von Faserbündeln (Out of Plane Buckling) die Folge. Dies ist mit einer Aufdickung des Materials verbunden, was gleichzeitig den Widerstand gegen ein Passieren des Walzspalts erhöht.

5.5.3 Rollformen von Hutprofilen

5.5.3.1 Vorversuche

Insbesondere für die höheren Prozesstemperaturen um und oberhalb der Schmelztemperatur war eine hohe Fehlerrate zu beobachten. *Bhattacharyya et. al.* [72,73] betrachten die Instabilitäten im Prozess als Folge einer zu niedrigen Steifigkeit der aufgeschmolzenen Organobleche aufgrund der geringen Matrixviskosität. Häufig kam es zu einem Aufstauchen des Materials vor und ungleichmäßigem Einzug in die

Walzspalte - insbesondere beim ersten Rollenpaar - mit der Folge, dass der Blechzuzchnitt nicht mittig die Umformungszone passieren konnte. Mit zunehmender Zustelltemperatur reduzierte sich die Deformationslänge, bis der Grossteil der Formgebung im Kontaktbereich der Organobleche mit den Rollenpaaren erfolgte. Dabei nahm die dreidimensionale Verformung und damit auch eine erforderliche Gewebescherung zu. Hierdurch konnte es zu einem „Ausknicken“ des Organobleches oder einzelner Lagen kommen. In den hergestellten Profilen war als Folge eine verstärkte Tendenz zur Bildung von Bandkantenwelligkeiten zu beobachten oder im Extremfall wurde das Blech in Längsrichtung gefaltet und blieb im Rollenpaar stecken

Andererseits werden die notwendigen Gleitbewegungen bei zu geringer Zustelltemperatur in den letzten Umformstationen behindert, wenn die Matrix schon wieder so weit erstarrt ist, dass es zum Faserbündelausknicken und zur Delamination kommt.

5.5.3.2 Parameterstudie

Folgende Abbildungen zeigen die Winkelabweichungen als Funktion der Zustelltemperaturen und Prozessgeschwindigkeiten für GF/PP und GF/PA66 (Bild 5.30-5.32). Für die hergestellten GF/PP-Hutprofile nimmt die Größe des Spring-Forward-Effektes mit steigender Zustelltemperatur zu, wie auch nach [135,136] zu erwarten ist (Bild 5.30).

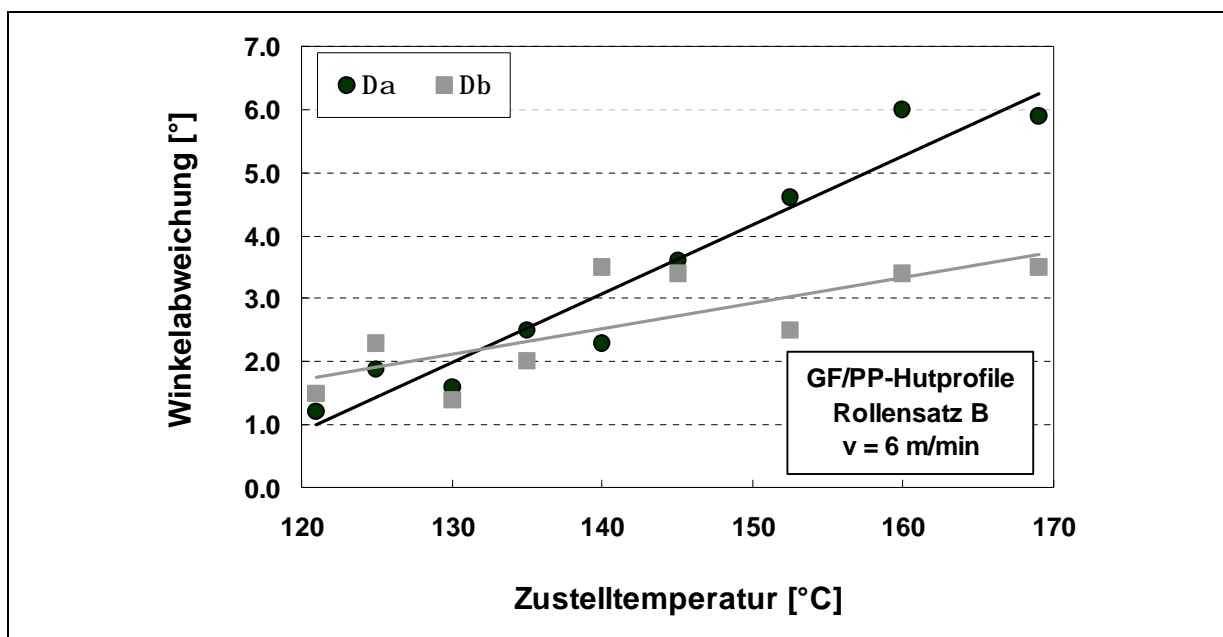


Bild 5.30: Winkelabweichungen in GF/PP-Hutprofilen als Funktion der Zustelltemperatur

Dieses Verhalten konnte auch bei den GF/PA66-Profilen festgestellt werden (Bild 5.31).

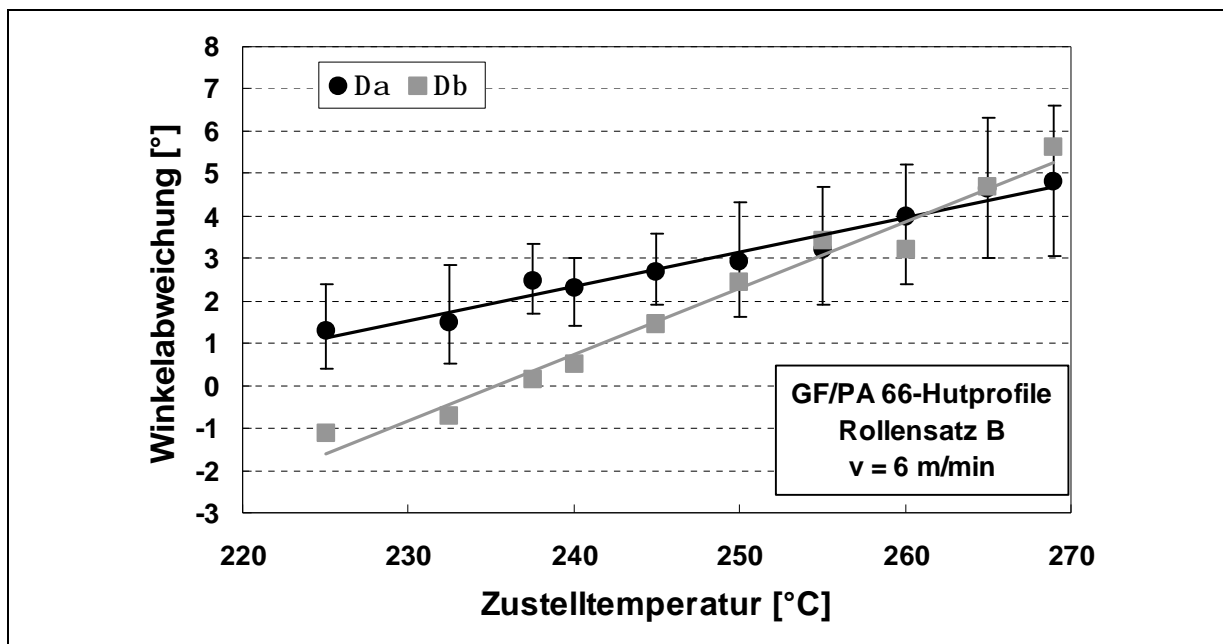


Bild 5.31: Winkelabweichungen in GF/PA66-Profilen als Funktion der Zustelltemperatur

Die Kenntnis der Größe der Winkelabweichungen als Funktion der Prozessparameter ist Voraussetzung, um diese im Werkzeugdesign berücksichtigen zu können und die geforderten Formteilgenauigkeiten einzuhalten.

Bild 5.32 stellt die Zunahme der Abweichung des Winkels α mit der Zustelltemperatur für verschiedene Prozessgeschwindigkeiten dar.

Mit zunehmender Verarbeitungsgeschwindigkeit nimmt auch die Winkelabweichung zu, da gleichzeitig die Austrittstemperatur der Profile aus dem letzten Rollenpaar steigt. Bei einer Prozessgeschwindigkeit von 3 m/min war für niedrige Zustelltemperaturen eine Rückfederung zu beobachten, die darauf zurückgeführt wurde, dass die Umformung bei zu tiefen Temperaturen beendet wurde. Ein (vollständiges) Zwischenlagenableiten konnte nicht realisiert werden, Faserausknicken im Bereich der Biegeinnenradien waren die Folge.

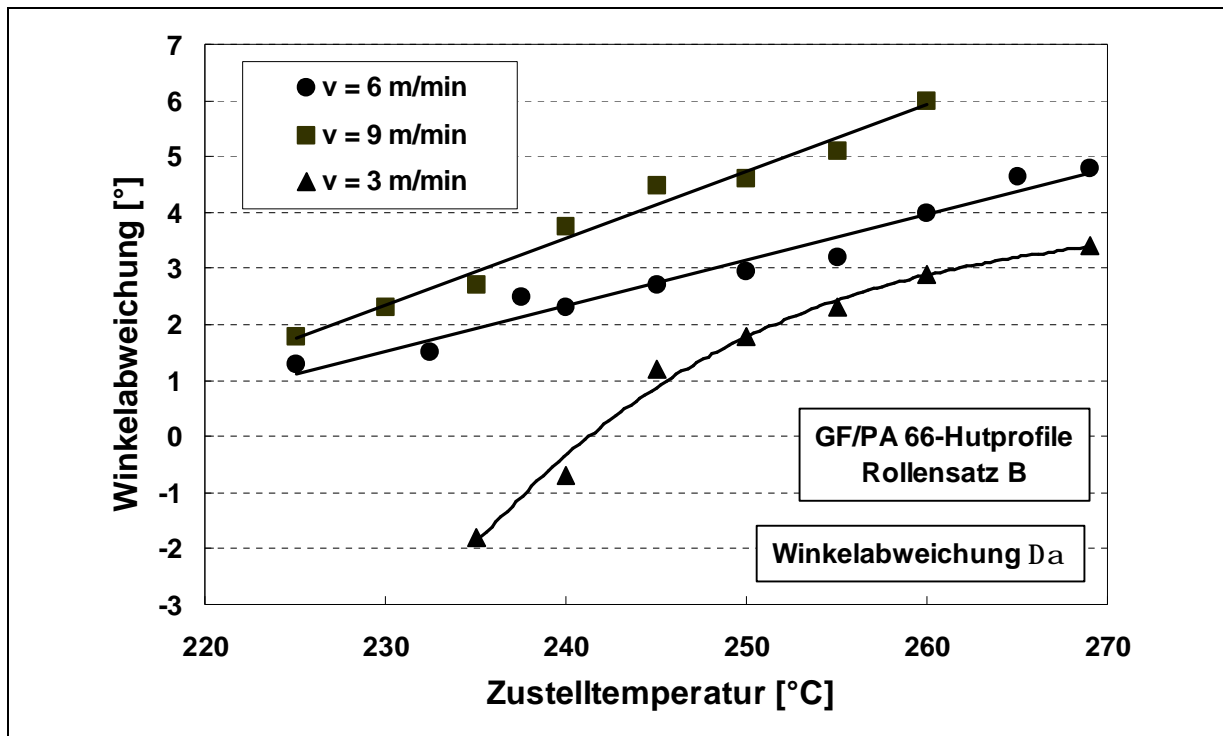


Bild 5.32: Winkelabweichungen in GF/PA66-Profilen als Funktion der Zustelltemperatur für verschiedene Prozessgeschwindigkeiten

Ein Überbiegen aufgrund von Rückfederungen erfordert sogenannte Fresh-Air-Bends durch seitliche Rollen, bei denen das Blech nur einseitig mit einem Werkzeug in Kontakt ist. Solche Biegungen sind schwer zu kontrollieren und daher generell unerwünscht; sie werden beim Rollformen wenn möglich vermieden. Ein Spring-Forward-Effekt im Gegensatz bietet sogar Vorteile, da es nicht erforderlich ist ein Profil voll auszuformen. Mit Erreichen des Winkels $\alpha=90^\circ$ im Hutprofil wird im Bereich des Schenkels 1 das Profil nicht mehr durch die drehenden Rollen gewalzt, sondern in den vertikalen Spalt zwischen Ober- und Unterrolle gequetscht. Beim metallischen Rollformen besteht die Gefahr der Riefenbildung. Während beim Rollformen generell hohe Anforderungen an eine gleichmäßige Blechdicke bestehen, definiert dieser Bereich auch die maximal zulässige Toleranz der Blechdicke nach oben.

Die verwendeten Rollensätze bei der Durchführung dieses Projektes sind auf eine Blechdicke von 2 mm ausgelegt. Der Grossteil der eingesetzten GF/PA66-Organobleche lag am oberen Ende des Toleranzbereiches von $2,0 \text{ mm} \pm 0,1$, konnte im Bereich des Schenkels 1 daher nicht in den Walzspalt eingeführt und die Formgebung somit nicht beendet werden. Daher wurde zwischen die zweiteiligen Unterrollen der Rollenstände 4,5,6 ein Distanzblech eingefügt.

Aufgrund der Vorforderungen von kontinuierlich verstärkten FKV muss der Winkel α keine 90° erreichen, und die oben beschriebene Problematik kann grundsätzlich vermieden werden.

Hauptziel der durchgeführten Arbeiten war es allerdings nicht das Auftreten von geometrischen Formteilfehlern zu minimieren. Denn diese sind stark von der Auslegung der Anlage, dem Rollendesign, aber auch dem Set-Up der Rollen abhängig, wie die Praxis des metallischen Rollformens gezeigt hat. Bei Kenntnis der jeweiligen Einflüsse können diese auch entsprechend berücksichtigt werden. Durch eine geeignete Wahl der Prozessparameter war hier vielmehr zunächst ein Verarbeitungsfenster zu ermitteln, in dem Defekte im kontinuierlich verstärkten FKV, wie Delamination, Faserausknicken und erhöhter Porengehalt, die die erreichbaren Festig- und Steifigkeiten im Profil herabsetzen, vermieden werden.

Die Bilder 5.33 und 5.34 zeigen den Einfluss der Zustelltemperatur auf die in den Profilen gemessenen Porengehalte.

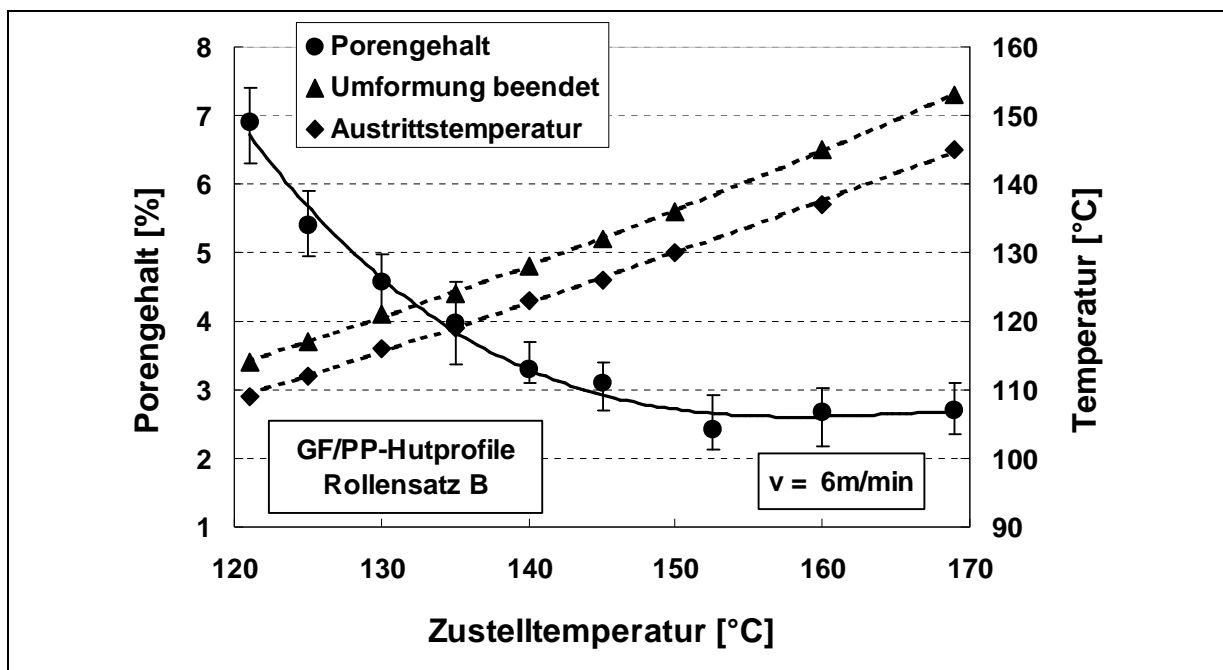


Bild 5.33: Porengehalt der GF/PP-Profile als Funktion der Zustelltemperatur

Sowohl für die GF/PP-Profile, als auch für die GF/PA66-Profile wurde qualitativ ein ähnlicher Verlauf des Porengehalts in Abhängigkeit der Zustelltemperatur bei einer Prozessgeschwindigkeit von 6 m/min festgestellt.

Mit abnehmender Zustelltemperatur von Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur bleiben die Porengehalte nahezu konstant. Im Rahmen der Streuung der Messwerte kam es sogar zu einer leichten Abnahme der Porengehalte, bevor mit Erreichen einer „kritischen“ Zustelltemperatur ein deutlicher, kontinuierlicher Anstieg der Porengehalte mit weiter abnehmenden Zustelltemperaturen beobachtet wurde. Im Zuge der Aufschmelzung der Organobleche kam es zu einer Dekonsolidierung der Gewebelagen mit einer Erhöhung des Porengehalts auf etwa 7%. In Bild 5.34 sind die Porengehalte von den Organoblechen vor und nach Aufschmelzen zu Vergleichszwecken aufgetragen. Die GF/PA66-Organobleche als Ausgangsmaterialien hatten einen rechnerischen Porengehalt von 0,57 %, in Bezug auf die theoretische Dichte laut Herstellerangaben. Jedoch waren unter dem Lichtmikroskop keine Poren im Laminat sichtbar, ebenso wie in den auf der institutseigenen Doppelbandpresse hergestellten GF/PP-Organoblechen.

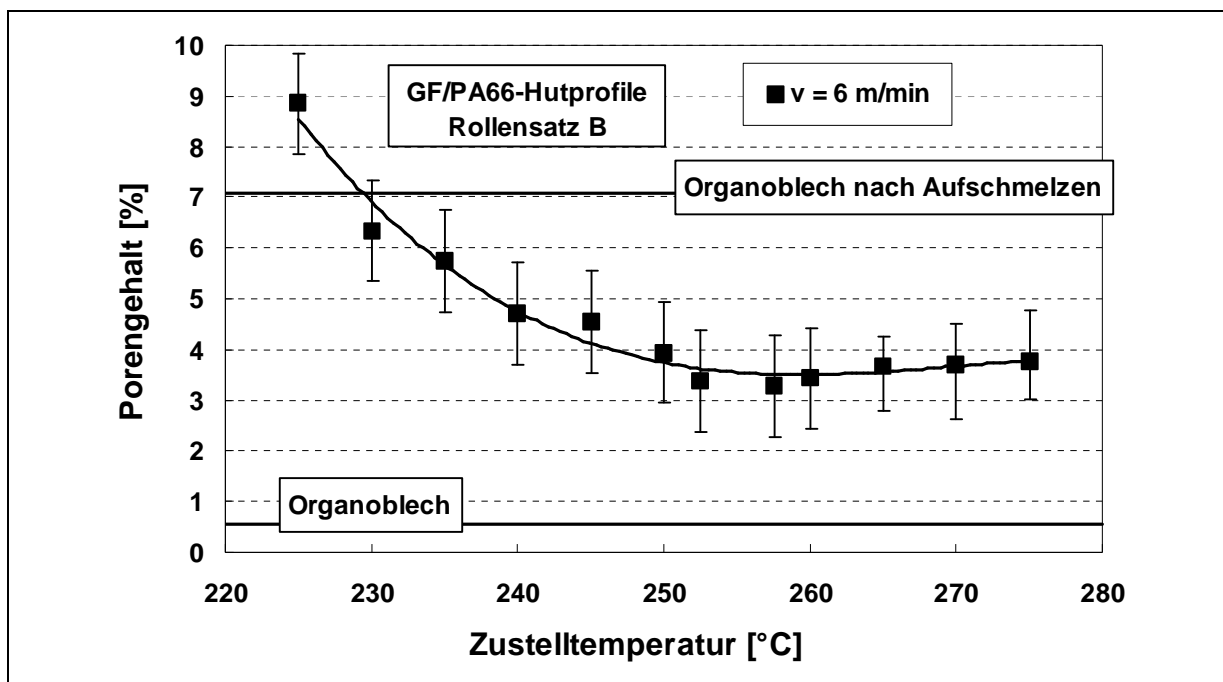


Bild 5.34: Porengehalt der GF/PA66-Profile als Funktion der Zustelltemperatur

Der Grad der Wiederherstellung der Konsolidierung ist vom Temperaturverlauf im Prozess abhängig. Dieser ergibt sich für einen vorgegebenen Versuchsaufbau aus der Zustelltemperatur und der Prozessgeschwindigkeit.

Höhere Temperaturen begünstigen die Eliminierung von Poren im Zuge der Formgebung unter den aufgebrauchten Drücken zwischen den Rollen. Im Walzspalt kommt es gleichzeitig zu einer Streckung des Gewebes und zu einer Rovingquerstauchung.

Nach Passieren eines Walzspaltes dehnen sich die Poren im Laminat soweit wieder aus, wie die Viskosität des Polymers eine Expansion zulässt [145]. Dies wird durch wieder etwas stärker auftretende Faserbündelwelligkeiten und Abnahme der Rovingquerstauchungen unterstützt, allerdings nur soweit eine plastische Verformbarkeit des Kunststoffes dies noch zulässt. Von Bedeutung ist also auch, dass mit höheren Zustelltemperaturen die Austrittstemperatur, bei der die Profile den letzten Rollenstand verlassen, zunimmt.

Für zu niedrige Zustelltemperaturen ist das erforderliche Zwischenlagenabgleiten erschwert, was die Porenbildung begünstigt und für die jeweils niedrigsten Zustelltemperaturen zu einem deutlich sichtbaren Faserausknicken an den Innenradien der Biegekanten führt.

Folgende Abbildung zeigt für GF/PA66-Profile die Porengehalte als Funktion der Zustelltemperatur bei verschiedenen Prozessgeschwindigkeiten (Bild 5.35).

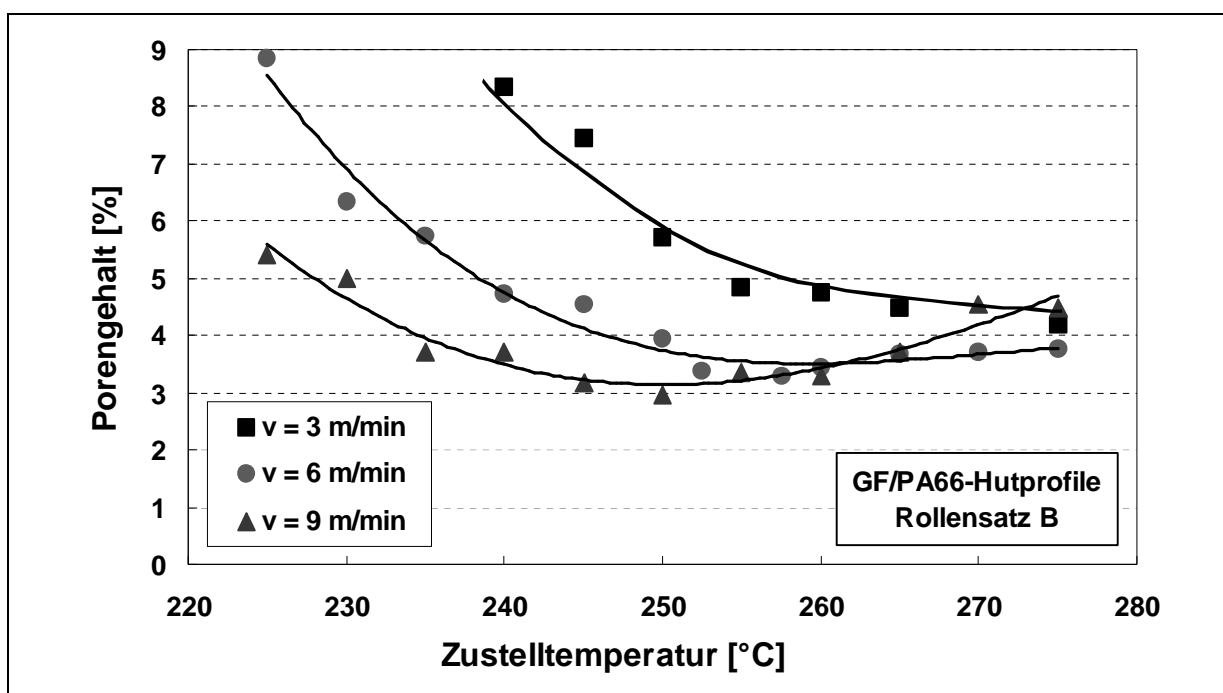


Bild 5.35: Porengehalte der GF/PA66-Profile für verschiedene Prozessgeschwindigkeiten als Funktion der Zustelltemperatur

Im Vergleich zu dem Verlauf der Porengehalte über die Zustelltemperatur bei einer Prozessgeschwindigkeit von $v = 6$ m/min kam es bei $v = 3$ m/min mit abnehmender Zustelltemperatur unmittelbar zu einem Anstieg der gemessenen Porengehalte. Die Porengehalte lagen für alle Zustelltemperaturen über denen der für höhere Prozess-

geschwindigkeiten ermittelten Werte. Dies wird darauf zurückgeführt, dass für die geringere Prozessgeschwindigkeit die Formgebung bei zu geringen Temperaturen stattfand. Das notwendige Zwischenlagenabgleiten ist zunehmend erschwert, und die durch die Verschiebung einzelner Lagen zueinander entstandenen Poren im Laminat können aufgrund einer zu hohen Matrixviskosität nur noch in einem geringeren Maße geschlossen werden, als dies bei höheren Prozessgeschwindigkeiten der Fall ist.

Für Prozessgeschwindigkeiten von $v = 9$ m/min machte sich der Einfluss der Austrittstemperatur stärker bemerkbar. Mit Abnahme der Zustelltemperatur konnte zunächst eine Abnahme der Porengehalte im Profil erreicht werden. Dies lässt sich auf die damit verbundene Abnahme der Austrittstemperaturen zurückführen, wobei aber die Temperaturen bei der Formgebung noch hoch genug waren, um das Zwischenlagenabgleiten und die Reduktion der Porengehalte im Walzspalt zu ermöglichen. Mit weiter sinkender Zustelltemperatur nahm der Einfluss der Austrittstemperaturen aus dem letzten Rollenstand ab, während die Abnahme der Temperaturen, bei denen das Profil schrittweise geformt wurde, an Bedeutung gewann. Dennoch war die Zunahme des Porengehalts bei gleicher Zustelltemperatur geringer, als dies bei kleineren Prozessgeschwindigkeiten der Fall war.

5.5.3.3 Einfluss des Prozesslayouts

Die Wirkung der Austrittstemperatur auf den Porengehalt von GF/PA66-Profilen ist in Bild 5.36 dargestellt.

Hierzu wurden gegenüber dem Standardaufbau mit zwei Zusatz-Rollenpaaren zur Formfixierung (2 Dummy Rolls; Rollenpaare 5 und 6; Werkzeugsatz B) auch Profile mit nur einem Zusatzrollenpaar sowie mit einer zusätzlichen Wasserkühlung zwischen Rollenpaar 5 und 6 hergestellt.

Maßgeblich nach der Formgebung durch die ersten vier Rollenpaare ist das Absenken der Austrittstemperaturen. Beim Einsatz von nur einem Rollenpaar zur Formfixierung nahm der Porengehalt zu. Durch eine zusätzliche Kühlung der Profile mit Wasser hingegen konnte der Porengehalt reduziert werden. Dieses Verhalten war sowohl für eine Prozessgeschwindigkeit von 6 m/min zu beobachten, als auch für $v = 9$ m/min, erwartungsgemäß jedoch für die höhere Geschwindigkeit ausgeprägter.

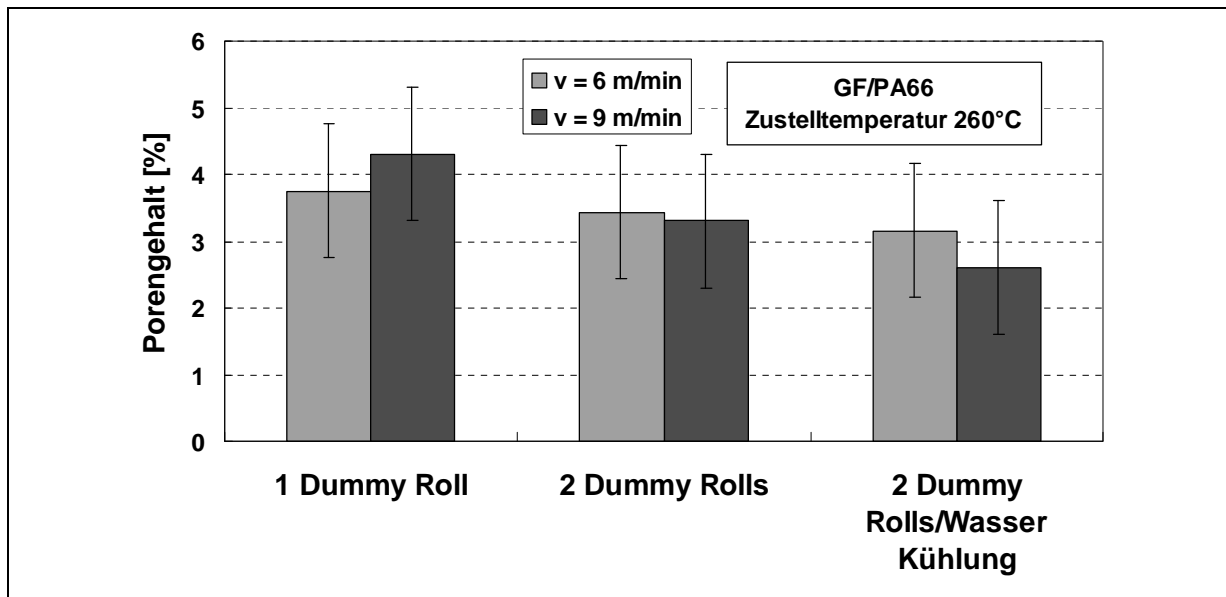


Bild 5.36: Einfluss zusätzlicher Rollenpaare zur Formfixierung und Wasserkühlung auf den Porengehalt in GF/PA66-Profilen

Bild 5.37 stellt die prozentuale Änderung der Winkelabweichung $\Delta\alpha$ gegenüber den Abweichungen des Winkels α bei Einsatz von zwei zusätzlichen Rollenpaaren für zwei unterschiedliche Prozessgeschwindigkeiten bei gleicher Zustelltemperatur dar.

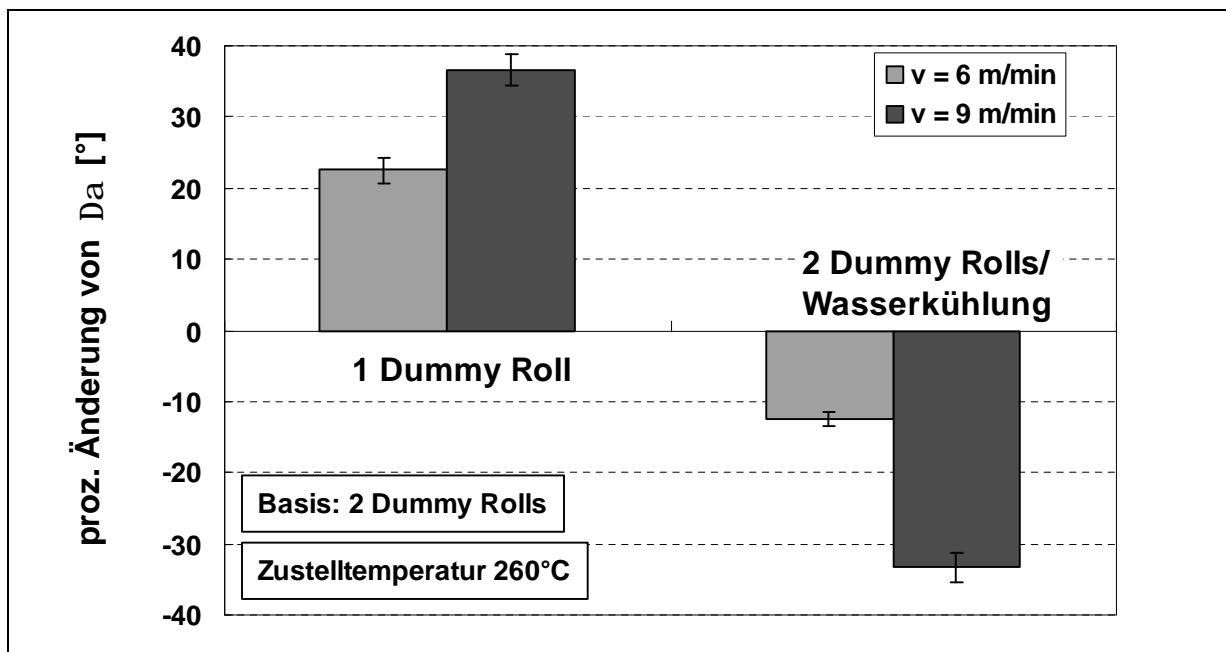


Bild 5.37: Einfluss zusätzlicher Rollenpaare zur Formfixierung und Wasserkühlung auf die Winkelabweichung D_a der GF/PA66-Profile

Zusätzliche Rollenpaare zur Fixierung der hergestellten Profile wirken sich positiv auf die geometrische Konformität der Querschnittsform aus. Bei Einsatz von nur einem

Paar Dummy Rolls nahm die Winkelabweichung aufgrund der höheren Austrittstemperatur zu. Durch das beidseitige (von oben und unten) Besprühen der Profile mit Wasser zwischen Rollenpaar 5 und 6 konnte die Abweichung des Winkels α weiter reduziert werden. Aufgrund der höheren Austrittstemperaturen sind bei gleicher Zustelltemperatur die gerade beschriebenen Effekte wie bei dem Porengehalt bei größerer Prozessgeschwindigkeit stärker ausgeprägt.

Zu Vergleichszwecken der beiden zur Verfügung stehenden Werkzeugsätze wurden für zwei ausgewählte Zustelltemperaturen bei einer Prozessgeschwindigkeit von 6 m/min GF/PA66-Hutprofile mit dem Werkzeugsatz A hergestellt (vgl. Kapitel 5.3).

Bild 5.38 zeigt die Porengehalte in den Profilen und die Abweichung des Winkels α . Sowohl der Porengehalt, als auch die Winkelabweichung ist geringer in den Hutprofilen, die mit Werkzeugsatz B hergestellt wurden. Dies bedeutet, dass die aufgrund des Werkzeugdesigns antizipierten Vorteile auch realisiert werden konnten. Die Verringerung der Porengehalte und Winkelabweichung kam bei der geringeren Zustelltemperatur stärker zum Tragen, war insgesamt aber unter Berücksichtigung der Streuung der Messwerte nicht allzu groß.

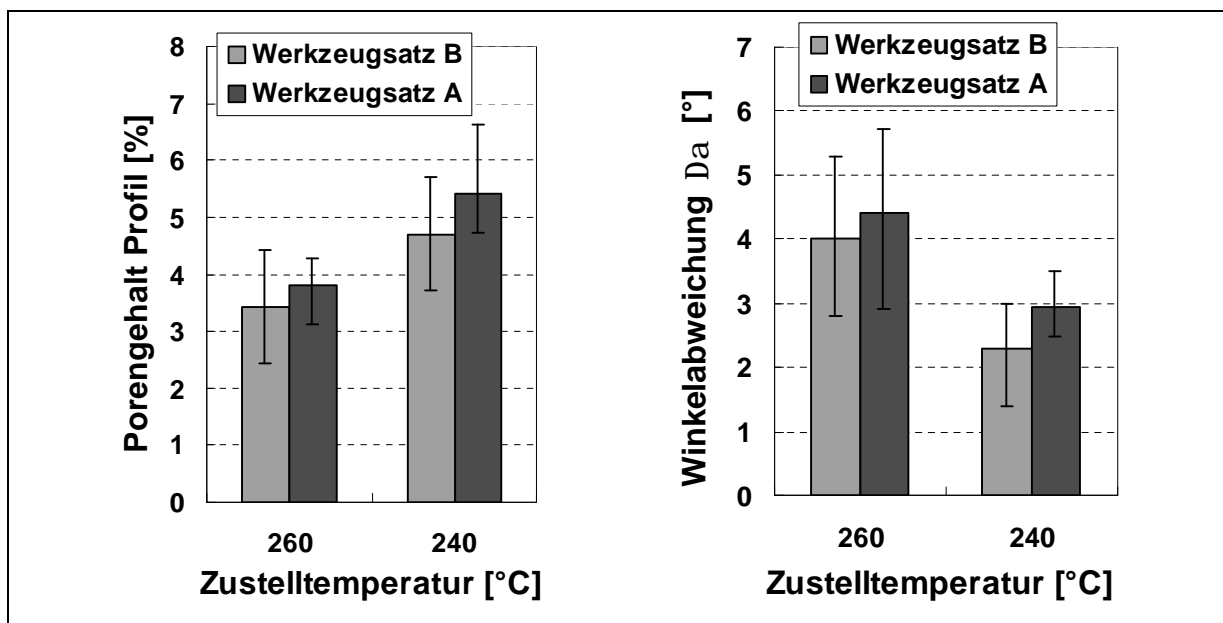


Bild 5.38: Porengehalte und Winkelabweichungen der GF/PA66-Hutprofilen bei Herstellung mit verschiedenen Werkzeugsätzen

5.6 Diskussion

5.6.1 Interpretation der Ergebnisse

Aufgrund des Linienkontakts der Rollenpaare mit dem Organoblech im Walzspalt wird ein Konsolidierungsdruck zwar wiederholt, aber jeweils nur für eine sehr kurze Zeitspanne aufgebracht. Die erreichten minimalen Porengehalte in den Profilen waren deutlich höher als die in den vollständig konsolidierten, praktisch porenfreien Plattenhalbzeugen. Der Linienkontakt und damit die Dauer der Druckbeaufschlagung müssen als Eigenschaften des Formgebungsprozesses betrachtet werden, wohingegen bei anderen Verfahren des Thermoformens von FKV ein flächiger Konsolidierungsdruck aufgebracht wird. Die Größe des Konsolidierungsdrucks ist beim Rollformen jedoch begrenzt, da eine erforderliche Spaltweite nicht unterschritten werden sollte, um den Organoblech-Streifen in den Walzspalt einführen zu können.

Bezüglich der nach dem Rollformen erzielten Oberflächenqualitäten sollte erwähnt werden, dass beim Aufschmelzen gewebeverstärkter Organobleche an den Oberflächen die Gewebestruktur hervor tritt. Die durch die flächige Druckbeaufschlagung mit der Doppelbandpresstechnik erzielte gute Oberflächenqualität kann durch den Linienkontakt in den Walzspalten beim Rollformen nicht wieder hergestellt werden. Dies liegt daran, daß die Druckbeaufschlagung im Walzspalt der einzelnen Rollenpaare nur entlang einer Linie erfolgt.

In den meisten Querschnitten waren größere Poren zwischen den einzelnen Gewebelagen und Faserbündeln sichtbar und trugen damit den insgesamt noch recht hohen ermittelten Porengehalten Rechnung. Jedoch konnten auch für Proben Schriffe angefertigt werden die keine interlaminaeren Poren unter dem Auflichtmikroskop aufwiesen und die prinzipiell durch Rollformen erreichbare Struktur eines gewebeverstärkten thermoplastischen Verbundwerkstoffes aufzeigen (Bild 5.39).

Die vorangestellte Diskussion wurde ausschließlich anhand der gemessenen Porengehalte geführt. Aus den Schenkeln 1 der hergestellten Profile wurden Proben für 3-Punkt-Biegeversuche entnommen (Breite 15 mm, Länge 50 mm). Die getesteten mechanischen Kennwerte lieferten keine zusätzlichen Informationen, da zwischen Porengehalt und Biegefestigkeit der Lamine ein linearer Zusammenhang festgestellt werden konnte. Bild 5.40 stellt diese Beziehung grafisch dar.

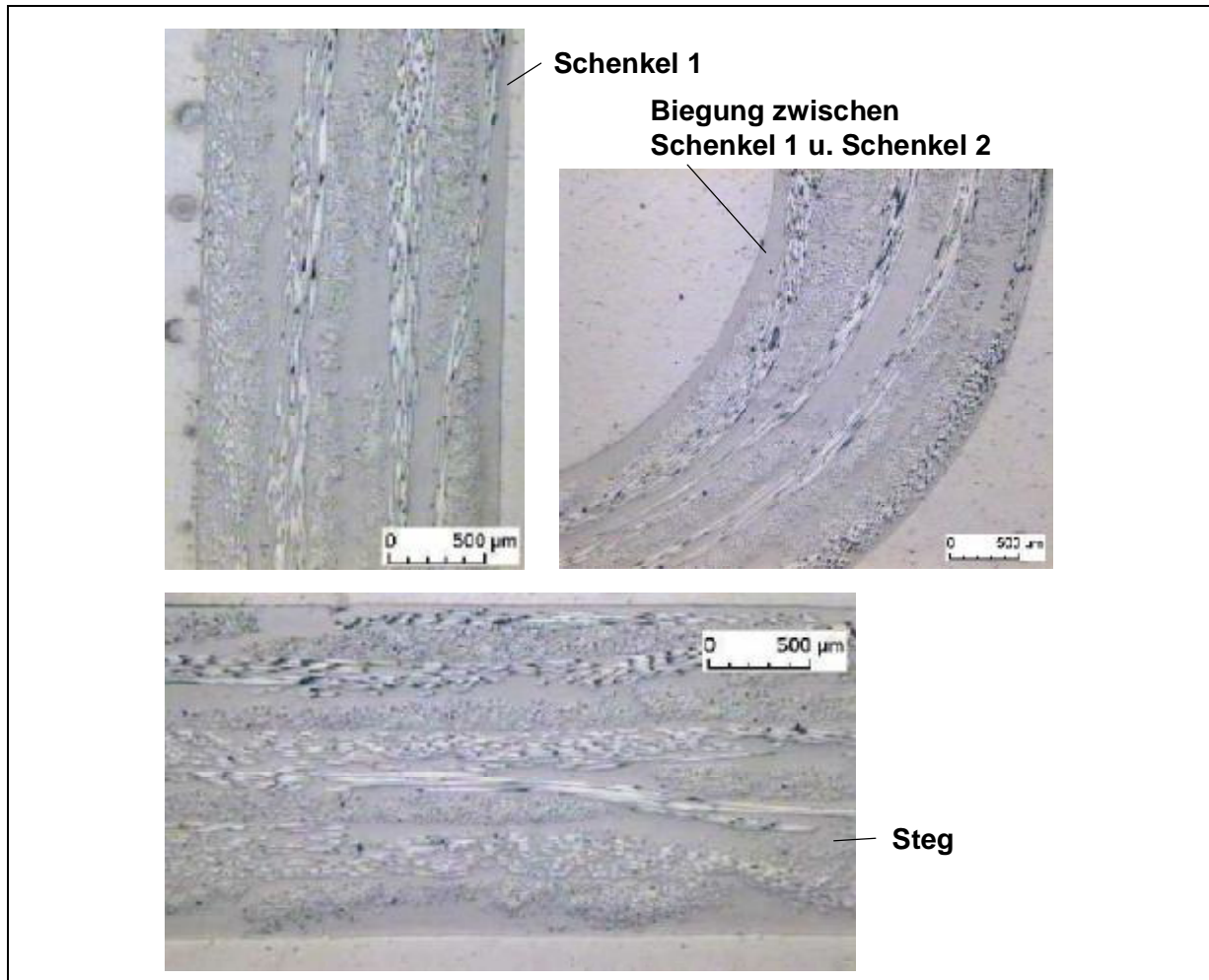


Bild 5.39 Schliffbilder aus dem Querschnitt eines rollgeformten GF/PP-Hutprofils ($v = 6 \text{ m/min}$; Zustelltemperatur 152°C)

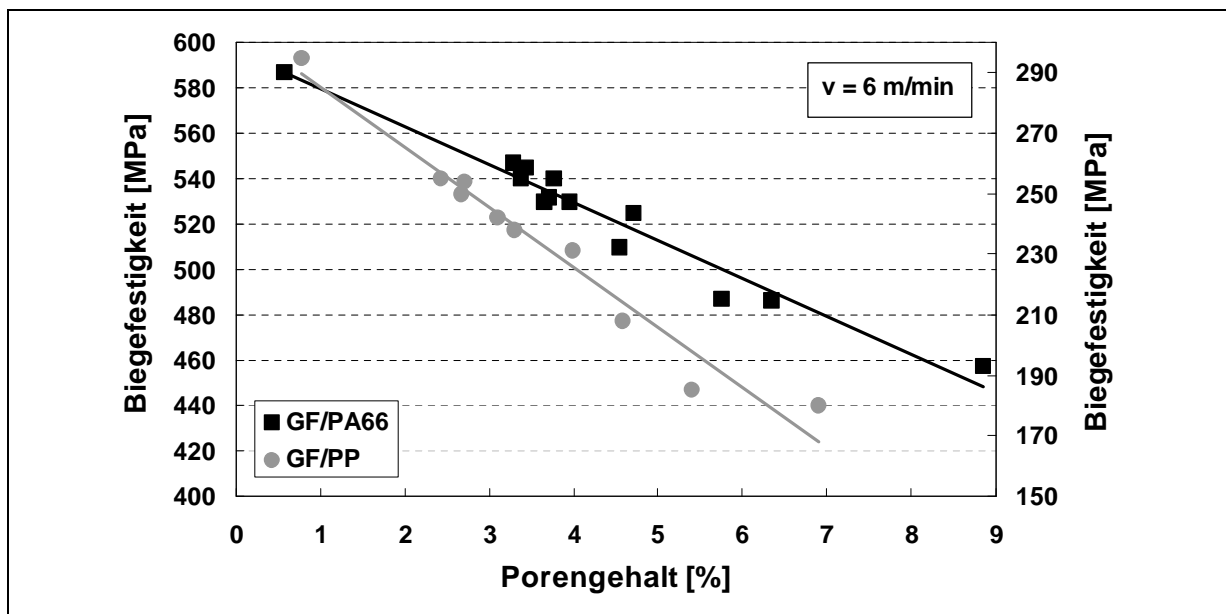


Bild 5.40: Zusammenhang zwischen Porengehalt und Festigkeit in 3-Punkt-Biegeversuchen für GF/PP- und GF/PA66-Hutprofilen

Zusammenfassend ist ein geeigneter Temperaturverlauf der Organobleche im Rollformprozess qualitativ dargestellt (Bild 5.41).

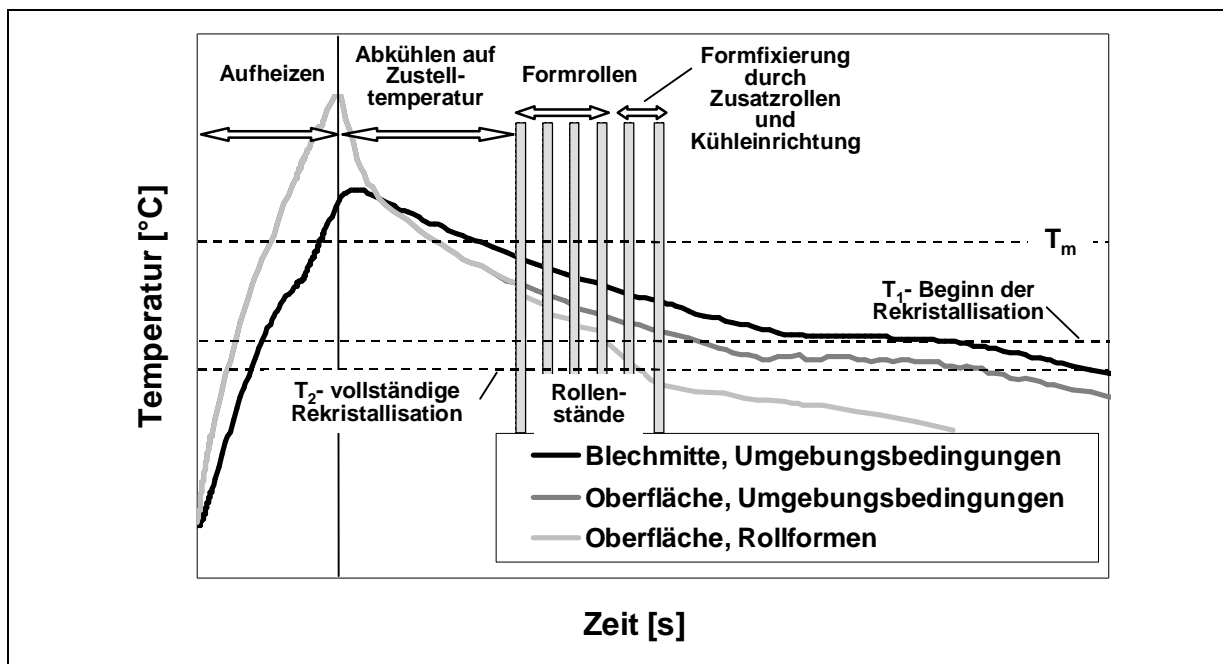


Bild 5.41: Qualitatives Temperaturprofil der Organobleche im Rollformprozess

In der Vorheizzone sollen die Organobleche möglichst schnell auf Verarbeitungstemperatur erwärmt werden, ohne dass thermische Schädigungen der oberflächennahen Bereiche auftreten. Der Abstand von Heizzone zu dem ersten Rollenpaar ist in einem semi-kontinuierlichen Prozess so zu wählen, dass bei der gewählten Verarbeitungsgeschwindigkeit das aufgeschmolzene Organoblech durch Abkühlung an der Umgebung die geforderte Zustelltemperatur bei Eintritt in das erste Rollenpaar erreicht. Die Formgebung soll abgeschlossen sein, bevor in der unterkühlten Polymer-schmelze die Rekrystallisation einsetzt. Vor Austritt aus dem letzten Rollenpaar zur Formfixierung muss das Profil wenigstens unter die Temperatur abgekühlt sein, bei der für das teilkristalline Matrixmaterial die Rekrystallisation abgeschlossen ist.

Aufgrund der wechselseitigen Abhängigkeit von Temperatur der Organobleche und Prozessgeschwindigkeit ist das Layout des Prozesses entscheidend für eine Formung von FKV-Profilen hoher Qualität. Der Fortschritt des Bleches im Rollformprozess und der Temperaturverlauf der Organobleche müssen aufeinander abgestimmt sein.

Das Wissen um den Einfluss der Prozessparameter auf die Materialeigenschaften nach der Umformung, aber auch auf die Größe einzelner Formteilefehler, muss ge-

nutzt werden, um den Prozess derart zu modifizieren, dass die resultierenden Werkstoffeigenschaften im Profil denen der (hochwertigen) Organobleche als Halbzeug möglichst entsprechen und die auftretenden Formteilfehler in den Grenzen zulässiger Toleranzen liegen.

5.6.2 Theoretische Aspekte des Rollformens

Aus dem Bereich des metallischen Rollformens ist bekannt, dass aufgrund der außerordentlichen Komplexität des Spannungs- und Formgebungszustands im Profil, sowie der Kontakt-, Reibungs- und Randbedingungen keine geschlossene analytische Beschreibung für den Umformvorgang existiert. Doch auch vereinfachende Ansätze können zu einem grundlegenden Verständnis des Rollformens beitragen.

Bedeutend für zukünftige Prozessmodellierungen sind Finite-Elemente-Methoden. Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der numerischen Simulation fanden und finden statt. Die Möglichkeiten dieser Methoden konnten zwar aufgezeigt werden, eine Verbreitung in die Praxis des Rollformens blieb jedoch bisher weitgehend aus. Vielfach sind die Rechenzeiten noch zu lang, wichtiger ist jedoch, dass die entwickelten Modelle derzeit nur auf einfache Profilformen angewendet werden können, deren Herstellung in der Produktion keine Schwierigkeiten verursacht. Hauptfelder der Untersuchungen sind die Simulation der sich einstellenden Oberflächengeometrie der Bleche im Umformbereich und die daraus resultierenden Spannungen im Werkstoff in Abhängigkeit der Rollengeometrien.

Erhältliche CAD- bzw. CAE-Systeme für das Rollformen entlasten den Designer durch Übernahme von Berechnungsroutinen bei der Auslegung der Rollformwerkzeuge und der Erstellung der notwendigen Konstruktionszeichnungen, können aber keine unabhängigen Lösungen generieren. Integrierte, analytische Berechnungsmodule für die bei der Formgebung auftretenden Spannungen können der Kontrolle eines entwickelten Werkzeugsatzes dienen, jedoch werden die erzeugten Ergebnisse von „Praktikern“ kritisch hinterfragt.

Ziel zukünftiger numerischer Simulationsentwicklungen muss es daher sein, für beliebige Profilgeometrien das Design geeigneter Werkzeugsätze ableiten zu können und aufwändige Trial-and-Error-Lösungen zu vermeiden. Für komplizierte Profilgeo-

metrien kommt es auch heute noch vor, dass sich Werkzeugsätze in der Praxis als ungeeignet erweisen und daher nachbearbeitet oder sogar ergänzt werden müssen. Daher beruht die weite Verbreitung des Rollformens metallischer Bleche und die Praxis dieses Formgebungsverfahrens noch immer stark auf empirisch gesammelten Erfahrungen der Konstrukteure von Rollformwerkzeugen und Anlageneinrichtern. Über Jahre gesammeltes Expertenwissen kann nicht ersetzt werden und bildet eine Markteintrittsbarriere, da dieses Know-How die Geschäftsgrundlage vieler kleiner und mittelständischer Unternehmen dieser Branche bildet und nicht frei zugänglich ist. Gelegentlich spricht man von der „Kunst des Rollformens“, aufgrund des Fehlens eines vollständigen Prozessverständnisses [78,81,82,121].

Allgemein zugängliche, grundlegende, empirisch gewonnene Gestaltungsregeln von Profilierrollen sind auch auf FKV übertragbar. Beispielsweise sollten die Rollendurchmesser so groß gewählt werden, wie es die Höhe der Rollenstände zulässt (maximaler vertikaler Achsabstand), um einen gleichmäßigen Materialfluss und eine schonende Umformung für eine gewählte Biegewinkelfolge zu gewährleisten. Auch sollten die Durchmesser von Ober- und Unterrollen so aufeinander abgestimmt sein, dass die unvermeidbare Reibung der Rollen am Profil aufgrund unterschiedlicher Drehgeschwindigkeiten entlang des Umfangs der Walzrollen reduziert wird.

Für eine theoretische Beschreibung des Rollformens thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe erhöht sich die Komplexität des Problems gegenüber dem Rollformen von metallischen Blechen um die Temperaturabhängigkeit der Eigenschaften inhomogener, anisotroper Materialien bei einem instationären, nicht-isothermen Prozess - und würde den Rahmen dieser Arbeit sprengen. Für zukünftige Modellierungen der Vorgänge beim Rollformen von FKV erscheint es grundsätzlich sinnvoll, auf bereits veröffentlichte Simulationsansätze für rollgeformte Metallbleche zurückzugreifen und um ein geeignetes Materialmodell zu ergänzen.

Aufgrund der zuvor beschriebenen Komplexität des Rollformens wurde in diesem Arbeitspaket die Stempelumformung des eingesetzten Twintex T PP 60 710 C-Plattenhalbzeugs zu einem Hutprofil bei drei unterschiedlichen Temperaturen anhand eines einfachen Modells untersucht.

Zur Simulation der Umformvorgänge wird das Materialmodell 140 des Programms PamForm® benutzt. Das Materialmodell 140 beschreibt faserverstärkte Kunststoffe

als viskoelastische Matrix mit elastischen Fasern und basiert auf einem Schalenmodell. Das viskoelastische Verhalten der Matrix wird durch ein Maxwell-Modell (Feder und Dämpfer in Serie) abgebildet. Die Steifigkeit der Feder ist das Maximum der Elastizitätsmoduli in den zwei Hauptrichtungen (E_1 und E_2). Die Viskosität des Dämpfers entspricht der Viskosität der faserverstärkten Matrix. Die Inkompressibilität der Matrix wird durch eine Querkontraktionszahl von 0,5 modelliert.

Neben den aus dem Datenblatt des Herstellers bekannten Kenndaten sind Kennwerte über das Scherverhalten des Gewebes sowie nicht-isotherme Daten erforderlich. Für das in diesem Projekt verwendete Material liegen jedoch noch keine, für die Durchführung einer Umformsimulation erforderlichen Materialkennwerte vor. Als Anhaltspunkt dienen daher die Daten von bereits getesteten, ähnlichen Geweben. Eine Sensitivitätsanalyse stellt sicher, dass die Verwendung der Kennwerte eines anderen Materials zu einer ausreichenden Ergebnisgenauigkeit führt. Dazu wurde die Variation der simulierten Scherwinkelverteilung im Hutprofil am Ende des Umformprozesses unter Verwendung einer Bandbreite oberhalb und unterhalb der gemessenen Kennwerte als Beurteilungskriterium für den Einfluss der Kennwertvariation auf das Ergebnis benutzt. Es ergab sich, dass die Verteilung der Scherwinkel unter Benutzung dieser stark variierenden Parameter nahezu identisch war. Somit können die gemessenen Kennwerte auch für diese Simulation genutzt werden, ohne Einbußen in der Genauigkeit des Ergebnisses befürchten zu müssen.

Folgende Werte wurden in der Simulation verwendet:

- Schubmodul: 5 kPa
- Blockierwinkel des Gewebes: 50°
- Schubmodul nach Blockieren: 50 kPa
- Reibkoeffizient zwischen den Laminatlagen: 0,6
- Reibkoeffizient zwischen Laminat und Werkzeug: 0,2
- Viskosität der faserverstärkten Matrix: 100 Pas

Da die nicht-isothermen Kennwerte das Simulationsergebnis deutlich beeinflussen, konnte hier nicht auf bereits gemessene Werte ähnlicher Materialien zurückgegriffen werden. Daher werden Literaturwerte benutzt und diese an diese an das Simulationsmodell angepasst.

Folgende nicht-isotherme Kennwerte wurden in der Simulation verwendet:

- Wärmeleitkoeffizient: 25 W/(m*K)
- Spezifische Wärmekapazität: 1,7 (kJ/kg*K)

Die Viskosität der faserverstärkten Matrix liegt um Größenordnungen über der Viskosität der reinen Matrix. Aufgrund des Einflusses der Fasern wird in der Simulation eine konstante Viskosität bei allen drei Temperaturen gewählt. Als Umformgeschwindigkeit wurde 200 mm/min ausgewählt. Dieser Wert bildet einen Kompromiss zwischen einer realen Prozessgeschwindigkeit, die größer als 200 mm/min ist, und einer Minimierung von dynamischen Effekten, die mit abnehmender Geschwindigkeit geringer werden. Zur Erhöhung der Stabilität der Simulation werden Nachführkräfte (0,1 N) an den jeweils äußersten Knoten jeder Lage aufgebracht. Diese wirken in der Ebene des Laminats und setzen es unter Zugspannung. Die Anfangstemperatur des Werkzeugs beträgt 30°C.

Die folgende Abbildung zeigt den Aufbau des Modells zur Umformsimulation am Anfang bzw. am Ende des Umformprozesses (Bild 5.42). Das Modell besteht aus Ober- und Unterwerkzeug (Länge: 200 mm; Material: Stahl) sowie dem Laminat, das zwischen den beiden Werkzeugen liegt.

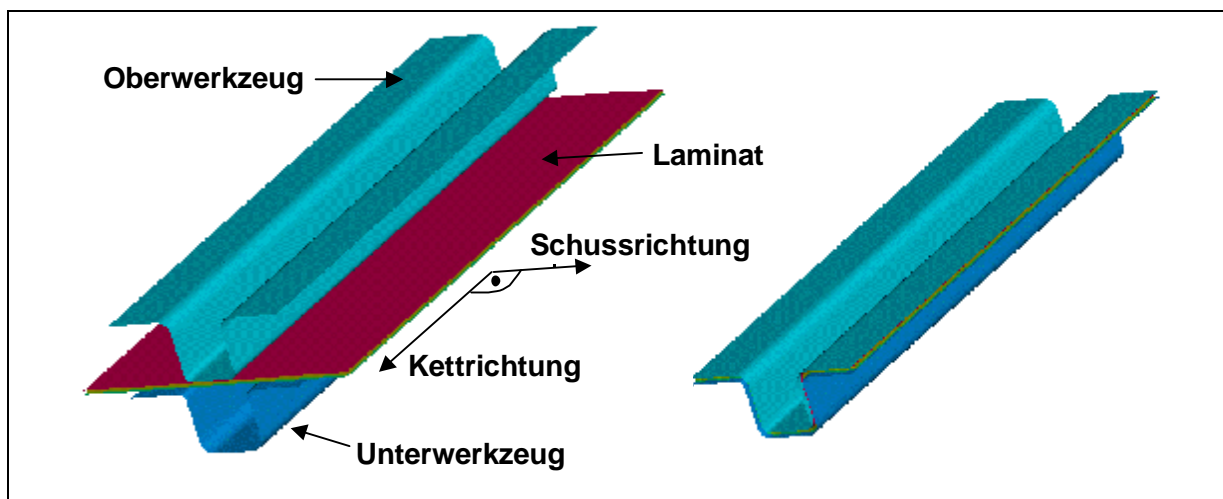


Bild 5.42: Beginn und Ende des Umformvorgangs

Erwartungsgemäß zeigte das Modell, dass an den Rändern des Profils keine Relativverschiebung der einzelnen Lagen zueinander auftritt, da sich durch die gegenläufigen Radien der Hutgeometrie die, während des Prozesses auftretenden Relativbewegungen im Bereich der Biegewinkel und des Schenkels 1 ausgleichen (Bild 5.43).

Beim Rollformen von Hutprofilen wurde diesem, sich positiv auf die Qualität auswirkenden Effekt durch die Gestaltung der Profilrollenpaare Rechnung getragen.

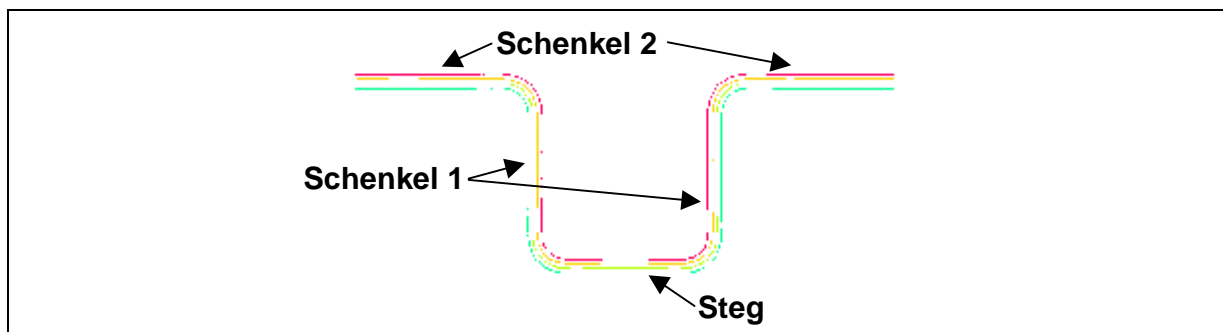


Bild 5.43: Querschnitt durch das Profil nach dem Umformen

Die folgende Abbildung zeigt die Scherwinkelverteilung am Ende des Umformprozesses (Bild 5.44).

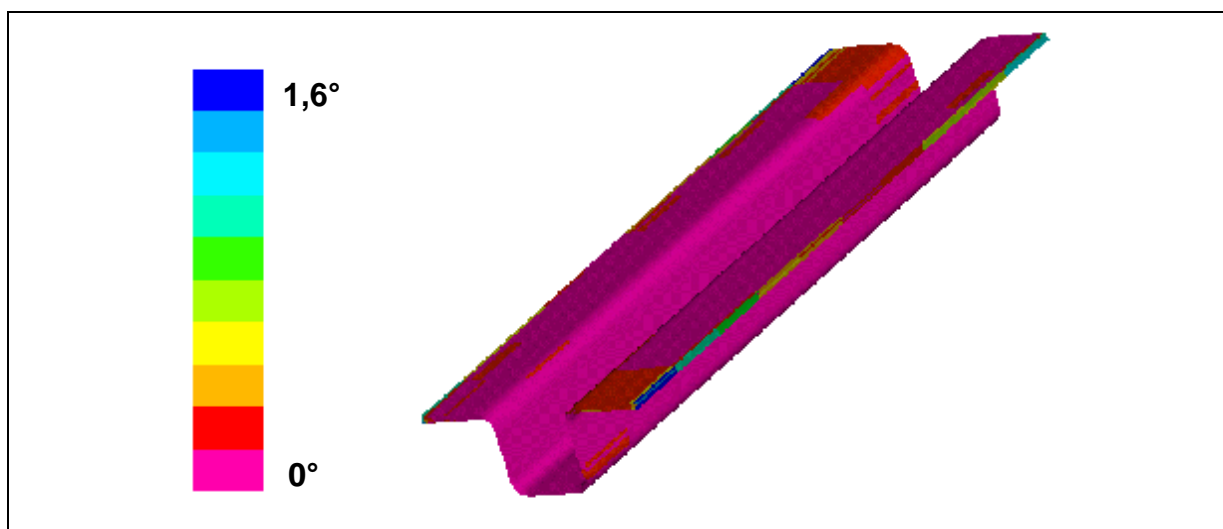


Bild 5.44: Scherwinkelverteilung am Ende des Umformprozesses

Es treten nur geringe Änderungen im Vergleich zu den Ausgangsscherwinkeln von 0° auf. Da es sich bei dem Hutprofil um ein einfach gekrümmtes Bauteil handelt, müssten die Scherwinkel während des Prozesses eigentlich konstant bleiben. Abweichungen von den Ausgangswerten treten jedoch in den Randbereichen des Laminats auf. Grund für diese Abweichungen sind die aus Stabilitätsgründen für die Simulation angebrachten Nachführkräfte. Im Gegensatz zu diesem Ergebnis treten beim Rollformen des gleichen Querschnitts während der Anpassung des Organoblechs an die Geometrie des Walzspaltes komplexe dreidimensionale Formänderungszustände auf

(vgl. Bild 5.5). Diese rufen Spannungen in Längsrichtung hervor und erfordern auch eine Gewebescherung.

Es ist bei allen drei Anfangstemperaturen ein deutlicher Temperaturabfall im Laminat zu erkennen. Dieser ist durch den Kontakt mit den kühleren Werkzeugen bedingt. Das Niveau der am tiefsten auftretenden Temperatur ist dabei natürlich abhängig von der Anfangstemperatur des Laminats, wobei die Temperaturverteilung über den Querschnitt für alle Anfangstemperaturen qualitativ gleich ist.

Die folgende Abbildung zeigt exemplarisch die Temperaturverteilung am Ende des Umformprozesses für eine Anfangstemperatur des Laminats von 165°C (Bild 5.45).

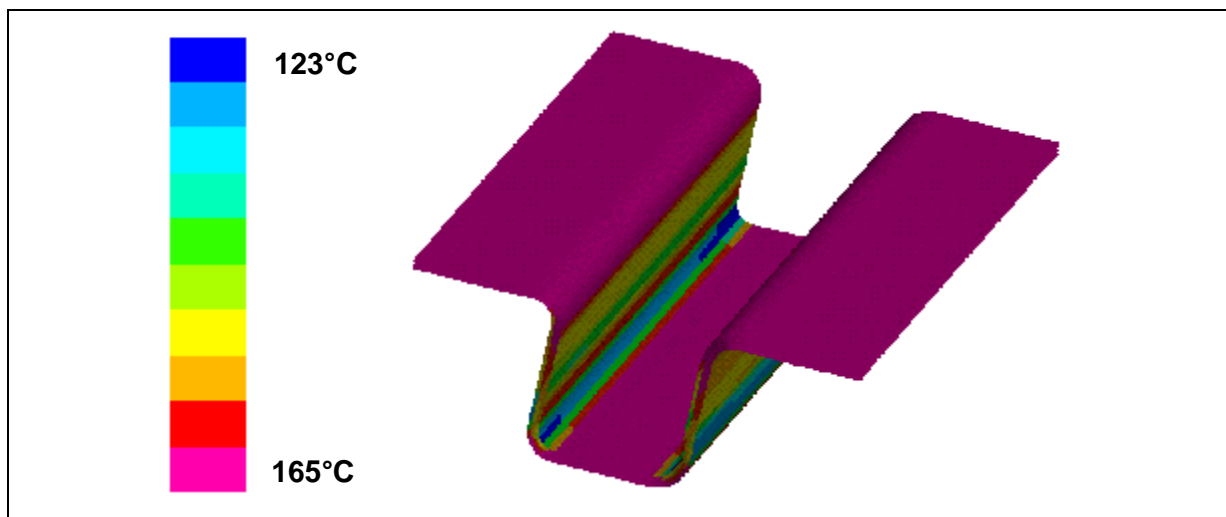


Bild 5.45: Temperaturverteilung für eine Ausgangstemperatur von 140°C

Auffallend ist der geringe Temperaturabfall in den Bereichen des Laminats, die zu Beginn des Prozesses in Kontakt mit dem Oberwerkzeug kommen. Der Grund hierfür sind dynamische Effekte durch die Abwärtsbewegung des Oberwerkzeugs. Durch die dabei auftretenden Kräfte wird der flächige Kontakt zwischen Laminat und Oberwerkzeug unterbrochen. Somit wird die Wärmeübertragung zwischen Werkzeug und Laminat stark eingeschränkt. Ein Wärmeübergang ist nur noch über die Radien des Werkzeugs zwischen dem Steg des Profils und den beiden vertikalen Flächen möglich. In den Bereichen der beiden inneren Radien tritt somit der größte Temperaturabfall im Laminat auf.

Die beiden äußeren, horizontalen Bereiche des Laminats (Schenkel 2) kommen erst im letzten Simulationsschritt in Kontakt mit den Werkzeugen, so dass hier ein nur ge-

ringer Temperaturabfall im Laminat zu verzeichnen ist. Diese dynamischen Effekte kommen auch beim Rollformen zum Tragen, wenn das Laminat vor dem Walzspalt zunächst mit dem Oberwerkzeug in Kontakt kommt und die Verformung initiiert wird.

Die folgende Abbildung verdeutlicht den beschriebenen Effekt (Abb. 5.46).

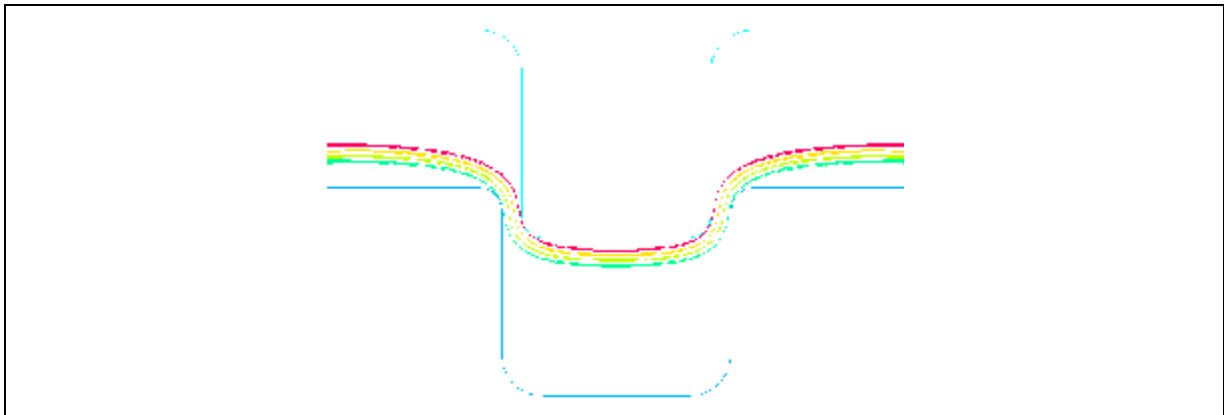


Bild 5.46: Darstellung des dynamischen Effekts

5.7 Zusammenfassung und Ausblick

Gewebeverstärkte Organobleche aus GF/PP und GF/PA66 konnten im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgreich zu Hutprofilen rollgeformt werden (Bild 5.42). Das untere GF/PP-Hutprofil wurde mittels Induktionsschweißen mit einem Organoblech des gleichen Materials verbunden, um das enorme Versteifungspotential solch einer Verbindung (Demonstrator-Bauteil) aufzuzeigen.

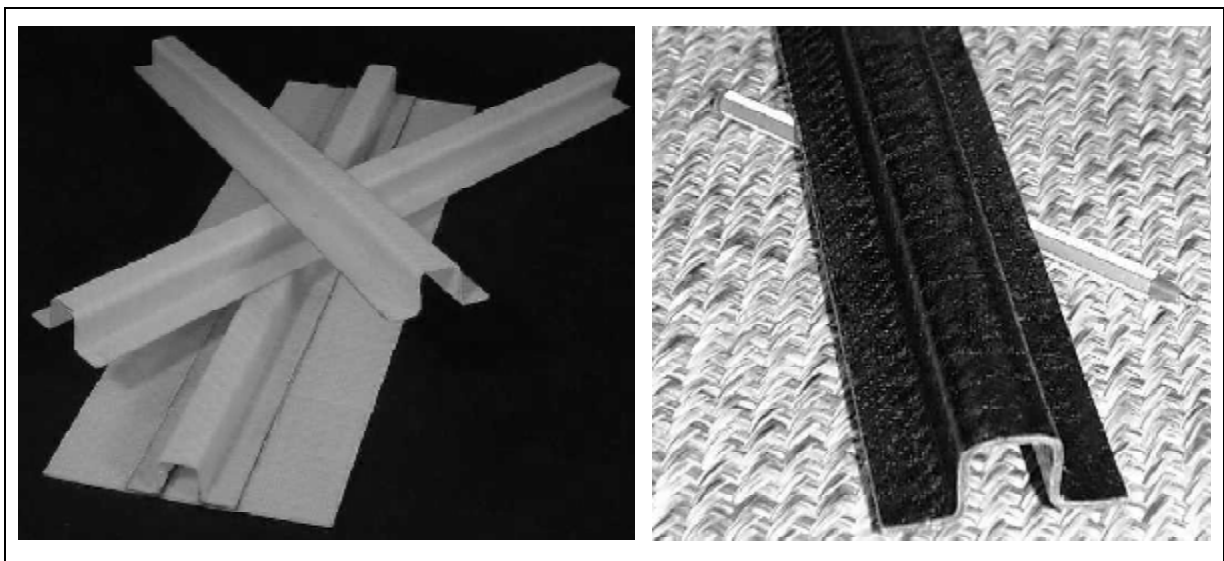


Bild 5.47: Rollgeformte GF/PP- (links) und GF/PA66-Profile (rechts)

Die Fähigkeit teilkristalline Thermoplaste im Zustand einer unterkühlten Schmelze rollzuformen, wurde gezielt ausgenutzt.

Im Rahmen grundlegender Umformversuche an einem einzelnen Rollenstand wurde der Einfluss der Prozessparameter „Temperatur“ und „Geschwindigkeit“ auf das Verarbeitungsergebnis untersucht. Die Bedeutung des Werkzeugdesigns für den Umformvorgang wurde anhand von speziell für kontinuierlich verstärkte FKV gefertigten Rollenpaaren gezeigt – zunächst an einzelnen Rollenpaaren, später auch anhand der Fertigung von Hutprofilen.

Für die Fertigung von Hutprofilen auf der vorgestellten Anlage konnte ein Verarbeitungsfenster für die untersuchten Materialien aufgezeigt werden. Die Wirkungen der sich gegenseitig beeinflussenden Parameter „Temperaturprofil der Organobleche im Prozess“ und „Profiliergeschwindigkeit“ sowie des „Prozesslayouts“ auf die rollgeformten Profile wurden erarbeitet.

Im Vergleich zu anderen Formgebungsverfahren für Organobleche befindet sich das Rollformen dieser Werkstoffe in einem sehr frühen Entwicklungsstadium. Die komplexen Formgebungsmechanismen müssen besser verstanden werden um weitere Maßnahmen zur Steigerung der Produktqualität und Prozesssicherheit ableiten zu können.

Die Qualität der bisher rollgeformten Hutprofile ist befriedigend, wenn man Entwicklungsstadium des Prozesses und die vergleichsweise einfache Anlagentechnik berücksichtigt; Aus den in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnissen lassen sich unter anderen folgende Entwicklungspotentiale ableiten:

Die horizontale Standweite zwischen den Formgebungsrollen kann verkleinert werden, um eine kompaktere Bauweise zu realisieren und die Prozessstabilität zu erhöhen. Die Formgebung soll dadurch zeitlich früher und bei höheren Umformtemperaturen abgeschlossen werden. Gleichzeitig sollen bei gleicher Anlagenlänge weitere Rollenpaare zur Formfixierung eingesetzt werden. Eine möglichst kompakte Bauweise ist auch im Hinblick auf die Herstellung komplizierterer Profile, für die eine größere Anzahl von Rollenpaaren benötigt wird, unabdingbar. Durch eine pneumatische Anstellung von Oberrollen nach Einführen des Materialstreifens kann der applizierte Druck im Walzspalt erhöht und geregelt werden.

Beide Maßnahmen lassen eine Verbesserung der Qualität der rollgeformten Hutprofile erwarten, insbesondere im Hinblick auf die noch zu hohen Porengehalte.

Schon *Cattanach* [12] hat Mitte der 80er Jahre auf die Möglichkeit hingewiesen, Geometrien wie Hutprofile durch ein lokales Aufschmelzen zu formen. Versuchsergebnisse wurden nicht veröffentlicht. Es konnte gezeigt werden, dass durch ein geeignetes Rollendesign (Werkzeugsatz B) zur Herstellung von Hutprofilen auch in einem mehrstufigen Prozess das bei der Formung von Organoblechen erforderliche Zwischenlagenabgleiten lokal auf den Schenkel 1 und die benachbarten Winkel begrenzt werden kann. Exemplarisch wurden GF/PA66-Organobleche im IR-Strahlerfeld lokal erwärmt, durch Abschirmung mittels Aluminiumblechen, wie in Bild 5.43 gezeigt. Die beidseitige IR-Bestrahlung ist nicht dargestellt.

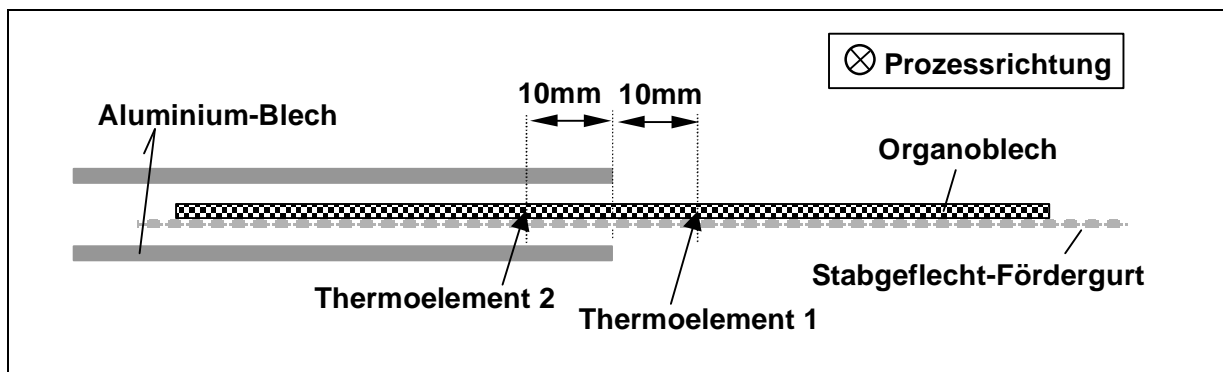


Bild 5.48: Schema einer lokalen Erwärmung durch Abschirmung

Bild 5.44 zeigt die Temperaturverläufe in der Blechmitte in unterschiedlichen Bereichen des Organobleches (wie in Bild 5.43 schematisch dargestellt) und verdeutlicht, dass ein lokales Aufschmelzen im IR-Strahlerfeld aufgrund der hohen Aufheizraten möglich ist.

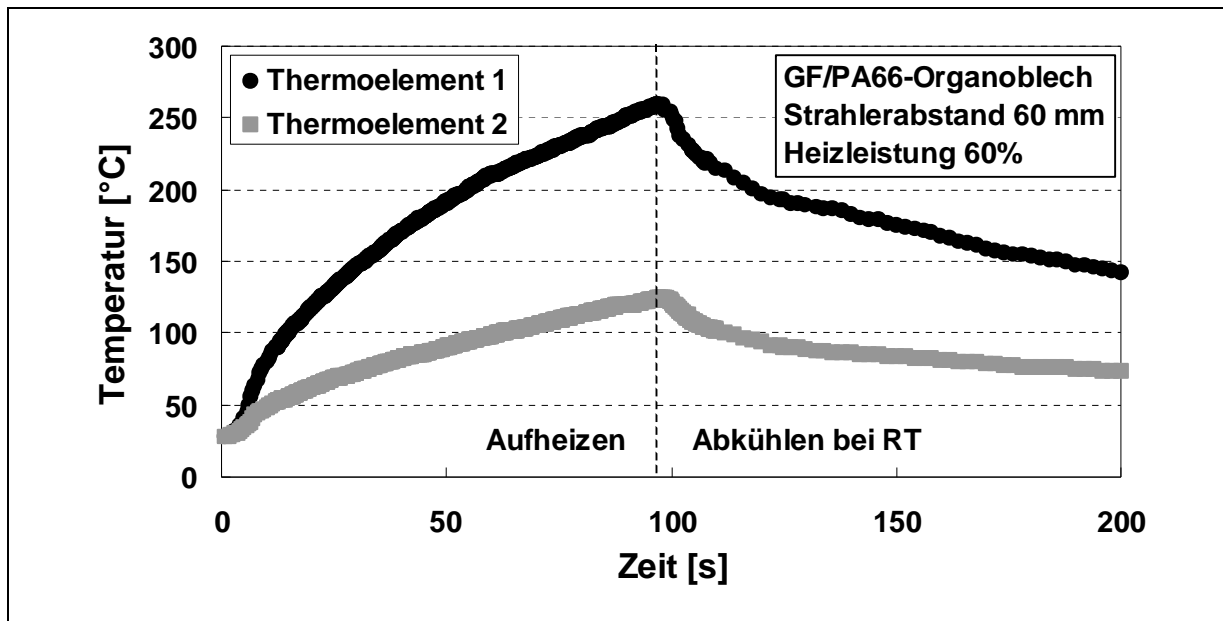


Bild 5.49: Temperaturverlauf in GF/PA66-Organoblechen bei lokaler Erwärmung

Die benötigten Aufheizzeiten (vgl. Kapitel 5.5.1) erhöhen sich allerdings etwas, da eine gewisse Wärmeleitung in den von der Strahlung abgeschirmten Bereich des Bleches stattfindet. Aus demselben Grund nehmen die für das Prozessfenster beim Rollformen wichtigen Abkühlraten ab, jedoch nur in geringem Maß.

Ein lokales Aufschmelzen läßt eine bessere Handhabung der Bleche und einen stabileren Prozess erwarten, und die hohe Qualität der konsolidierten Organobleche bleibt in den „kalten“ Bereichen erhalten. Dadurch sollte sich auch eine Reduktion der Tendenz zur Bildung von Bandkantenwelligkeiten erreichen lassen. Bei dem betrachteten Hutprofil ist die Ebenheit des Schenkels 2 von großer Bedeutung, insbesondere für die Anwendung von Verbindungstechniken wie beispielsweise das Induktionsschweißen.

6. Gesamtzusammenfassung

Duroplastische Systeme, also in einem chemischen Prozess vernetzende Kunststoffe beherrschen noch immer den Markt für kontinuierlich faserverstärkte Verbundwerkstoffe. Ein wesentliches Merkmal von Thermoplasten dagegen ist die Möglichkeit durch Temperatur und Druck in kurzen Zykluszeiten geformt zu werden. Durch dieses inhärente Potential zur Automatisierung und auch Massenfertigung sind die Anstrengungen begründet, die seit der Verfügbarkeit dieser Materialien, vor etwa 20 Jahren, unternommen werden, um technisch geeignete und gleichzeitig kostengünstige Herstellungs- und Verarbeitungsverfahren zu entwickeln. An diese Thematik haben die Untersuchungen der vorliegenden Arbeiten angeknüpft. Die industrielle Verbreitung dieser Materialien blieb bislang hinter den vielfach geäußerten Erwartungen deutlich zurück. Wenigstens zum Teil ist dies begründet durch die technisch sehr anspruchsvolle Imprägnierung einer kontinuierlichen Faserverstärkungsstruktur, die die Verwendung vergleichsweise teurer Halbzeuge erforderlich macht.

Durch die Prozesskombination der Wickeltechnik mit einer neueren Technologie zur Faserbündel Imprägnierung konnte die übliche Verwendung von Tapehalbzeugen „umgangen“ werden. Trotz der einfachen Anlagentechnik konnten qualitativ hochwertige Demonstratorbauteile gefertigt werden, die trotz des nicht ausgeschöpften Entwicklungspotentials schon die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens im Vergleich zur Tapewickeltechnik andeuten konnten. Darüber hinaus besteht bei der Prozesskombination die einzigartige Möglichkeit den Faservolumengehalt im Bauteil beanspruchungsgerecht zu steuern.

Thermoformprozesse erlauben das Umformen von vollständig imprägnierten Plattenhalbzeugen mit sehr kurzen Zykluszeiten. Die weite Verbreitung des Rollformens zur Herstellung beliebig langer, metallischer Profile ist das Ergebnis der sehr hohen Prozessgeschwindigkeiten und der kontinuierlichen Umformung. Die Untersuchungen in dieser Arbeit haben gezeigt, dass dieses Verfahren auch zur Anwendung mit kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten geeignet ist. Trotz einfachster Anlagentechnik konnten Plattenhalbzeuge mit Prozessgeschwindigkeiten von bis zu 10 m/min erfolgreich zu Hutprofilen umgeformt werden. Die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens liegt aufgrund der Werkzeugkosten und aufwändigen Rüstvorgänge im Bereich mittlerer bis großer Losgrößen. Für die weitere Entwicklung des Verfahrens mit

thermoplastischen Verbundwerkstoffen, vorzugsweise mit einem Industriepartner, sind daher eine Anwendungen notwendig, bei der in größeren Mengen Profile benötigt werden. Ein mögliches Einsatzgebiet könnten beispielsweise Einlegeteile zur lokalen Verstärkung in LFT-Bauteilen sein, die in großer Stückzahl in der Automobilindustrie zur Anwendung kommen.

7. Literaturverzeichnis

- [1] Ashby, M.F.: Technology of the 1990s: Advanced Materials and Predictive Design. Philosophical Transactions of the Royal Society of London (1987), A322, S. 393-407.
- [2] Marshall, A.C.: Composite Basics, Marshall Consulting. 3. Auflage, Walnut Creek, USA, 1993.
- [3] Friedrich, K.: Einführung in die Verbundwerkstoffe (Composites). Vorlesungsskript Universität Kaiserslautern 1998/99.
- [4] Åström, B.T.: Manufacturing of Polymer Composites. London: Chapman & Hall 1997.
- [5] Michaeli, W.; Wegener, M.: Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe. München, Wien: Hanser 1990.
- [6] Ehrenstein, G.W.: Faserverbund – Kunststoffe. München: Hanser 1992.
- [7] Neitzel, M.; Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoffverbunde. München, Wien: Hanser 1997.
- [8] Cogswell, F.N.: Thermoplastic aromatic polymer composites – A study of the structure, processing, and properties of carbon fibre reinforced polyetheretherketone and related materials. London, München: Butterworth-Heinemann 1992.
- [9] Raghupathi, N.: Long fiber thermoplastic composites, in: Mallick, P.K.; Newman, S. (Hrsg.): Composite materials – processes and properties. München, New York: Hanser 1990, S. 237-264.
- [10] Lou, A.Y.; Murtha, T.P.; O'Connor, J.E.; Brady, D.G.: Continuous-fibre thermoplastic composites. Carlsson, L.A. (Hrsg.): Thermoplastic composite materials. Amsterdam, New York: Elsevier Science Publishers 1991, S. 167-204.
- [11] Leach, D.C.: Continuous fibre reinforced thermoplastic matrix composites. Partridge, I.K. (Hrsg.): Advanced Composites. London, New York: Elsevier Science Publishers 1989, S. 43-106.
- [12] Cattanach, J. B.; Cogswell, F. N.; Pritchard G.: Processing with aromatic Polymer Composites. Pritchard, G. (Hrsg.): Developments in Reinforced Plastics – 5. Auflage, London, New York: Elsevier Applied Science Publishers 1986, S. 1-38.
- [13] Johnston, N.J.; Towell, T.W.; Hergenrother, P.M.: Physical and mechanical properties of high-performance thermoplastic polymers and their composites. Carlsson, L.A. (Hrsg.): Thermoplastic composite materials. Amsterdam, New York: Elsevier Science Publishers 1991, S. 27-71.
- [14] Friedl, C.: EU macht es dem PKW-Leichtbau künftig schwer. VDI-Nachrichten (2000) 41, S.5.
- [15] Rudolf, R.: Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoffverbunden. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Bd. 10, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2000.

- [16] Friedl, C.: Schredderleichtmüll macht schwere Probleme. VDI-Nachrichten (2000) 42, S.36.
- [17] Wiedemann, P.: Stoffliches Recycling. Kunststoffe 90 (2000) 2, S. 65-70.
- [18] Menges G.; Michaeli, W.; Bittner, M.: Recycling von Kunststoffen. München: Hanser 1992.
- [19] Lutz, A.; Harmia, T.: Impregnation Techniques for Fiber Bundles or Tows. Karger-Kocsis, J. (Hrsg.): Polypropylene, An A-Z Reference. Dordrecht: Kluwer 1999, S.301-306.
- [20] Savadori, A.; Schuster, J.: Thermoplastic Composites. Salamone, J.C. (Hrsg.): Polymeric Materials Encyclopedia, Bd. 11. Boca Raton, USA: CRC Press 1995, S. 8326-8343.
- [21] Chang, I.Y.; Lees, J.K.: Recent development in thermoplastic Composites – a review of matrix system and processing methods. Journal of thermoplastic composite materials Vol.1 (1988), S. 277-295.
- [22] Hou, M.; Ye, L.; Mai, Y.-W.: Advances in processing of continuous fibre reinforced composites with thermoplastic matrix. Plastics, Rubber and Composites Processing & Applications, Vol. 23 (1995), S. 279-293.
- [23] Hamada, H.; Maekawa, Z.I.; Ikegawa, N.; Matsuo, T.; Yamane, N.: Influence of the impregnation quality on mechanical properties of commingled yarn composites. Polymer Composites 14 (1993), S. 308-313.
- [24] Guillon, D.: Twintex. A new material for the composite industry, in: Proceedings 27. AVK-Tagung, Baden-Baden: Oktober 1996.
- [25] St. John, C.: Commingled thermoplastic prepregs industrial applications. Proceedings of ICCM-10, Canada: August 1995, S. III-757-III-764.
- [26] Vordermeyer, A.M.; Kaerger, J.C.; Hinrichsen, G.: Manufacture of high performance fibre-reinforced thermoplastic by aqueous powder impregnation. Composites Manufacturing 4 (1993), S. 123-132.
- [27] Sulzer Innotec AG, Vordermeyer, A.: Herstellung von unidirektional faserverstärkten Thermoplasten. Europäische Patentanmeldung EP 0 937 560 A1 (1998).
- [28] Ogden, A.L.; Hyer, M.W.; Wilkes, G.L.; Loos, A.C.: The development of an alternative thermoplastic powder prepregging technique. Journal of Thermoplastic Composite Materials 5 (1992), S. 14-31.
- [29] Padaki, S.; Drzal, L.T.: Investigation of the effect of particle size on powder prepregging of composite materials. Antec'92 (1992), S. 1177-1182.
- [30] Ostgathe, M.; Mayer, C.; Neitzel, M.: Continuous manufacturing of thermoplastic composite sheets. Polymers & Polymer Composites 4 (1996) 7, S. 505-512.
- [31] Mayer, Ch.: Prozessanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe Band 5, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2000.

- [32] Wöginger, A.: Prozesstechnologien zur Herstellung kontinuierlich faserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe Band 41, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2004.
- [33] <http://www.acm-fn.de> (Advanced Composites and Machines GmbH, Friedrichshafen).
- [34] Wöginger, A.; Blinzler, M.; Reinbach, C.; Reisswig, G.; Wienands, C.; Mitschang, P.; Neitzel, M.: Prozesstechnologien zur Herstellung von thermoplastischen FKV-Halbzeugen. Tagungsband 8. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e.V., Kaiserslautern: 07. und 08. März 2002, S. 1-15.
- [35] Henninger, F.; Wöginger, A.; Friedrich, K.; Mitschang, P.; Neitzel, M.: Neue Prozesstechnologien für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. Tagungshandbuch 4. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden: Oktober 2001, S. B9-1-B9-11.
- [36] ICI; Cogswell, F.N.; Hezzell, D.J.; Williams, P.J.: Fibre reinforced compositions and methods for producing such compositions. United States Patent 4,559,929 (1981).
- [37] General Electric Company; Hilakos, W.: Resin impregnating of fibre structures. United States Patent 4,728,387 (1988).
- [38] Shell International Research; Maatschappij B.V.: An apparatus for impregnating a fibre with a resin. European Patent Specification EP 0 513 927 A1 (1992).
- [39] BASF AG; Gehrig, H.: Vorrichtung zum Imprägnieren von Fasermaterial mit flüssigem Kunststoff. European Patent Specification EP 0 520 347 A1 (1992).
- [40] Bayer AG; Traenckner, H.-J.; Hinrichsen, G.; Augustin, G.: Thermoplastische Mischungen und deren Verwendung im Schmelzextrusionsverfahren. European Patent Specification EP 0 395 999 A2 (1990).
- [41] Institut für Verbundwerkstoffe GmbH; Lutz, A.: Verfahren und Vorrichtung zur Faserbündelprägnierung. European Patent Specification EP 0 756 536 B1 (1998).
- [42] Lutz, A.; Friedrich, K.: Das Imprägnierverfahren: Eine neue Technologie zur Imprägnierung von Endlosfaserbündeln mit Thermoplastschmelze. Tagungsband zum IVW-Kolloquium am 20. und 21. Oktober 1998. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Band 3, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 1998.
- [43] Lutz, A.: Beitrag zur Entwicklung innovativer Fertigungstechniken für die Verarbeitung thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe. Berlin: Mensch und Buch 1999. Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 1999.
- [44] Velten, K.; Lutz, A.; Friedrich, K.: Quantitative characterisation of porous materials in polymer processing. Composites Science and Technology 59 (1999), S. 495-504.
- [45] Goodman, K.E.; Loos, A.C.: Thermoplastic prepreg manufacture. Journal of Thermoplastic Composite Materials 3 (1990), S. 34-40.
- [46] <http://www.tencate-ac.com> (Ten Cate Advanced Composites B.V.).

- [47] Wilson, B.A.: Handbook of Composites, Pultrusion. London: Chapman & Hall, 1998, S. 488-524.
- [48] Bechthold, G.: Pultrusion von geflochtenen und axial verstärkten Thermoplast-Halbzeugen und deren zerstörungsfreie Porengehaltsbestimmung. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe Band 8, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2000.
- [49] Bechthold, G.; Wiedmer, S.; Friedrich, K.: Pultrusion of thermoplastic composites – new developments and modelling studies, Journal of Thermoplastic Composite Materials 15 (2002) 5, S. 443-465.
- [50] Kerbiriou, V.: Imprägnieren und Pultrusion von thermoplastischen Verbundprofilen. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 5, Nr.496, Düsseldorf: VDI 1997. Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 1997.
- [51] Wiedmer, S., Friedrich, K.: Pultrusion of fibre reinforced thermoplastic composite – influence of processing parameters. Proceedings International Workshop on Thermoplastic Matrix Composites, Gallipoli, Italien: 11.-12. Sept. 2003.
- [52] Funck, R., Neitzel, M.: Improved Thermoplastic Tape Winding Using Laser or Direct Flame Heating. Composites Manufacturing 6 (1995) S. 189-192.
- [53] Hauptert, F.: Thermoplast-Wickeltechnik: Einfluss der Verarbeitungstechnologie auf Struktur und Eigenschaften kontinuierlich faserverstärkter Verbundwerkstoffe. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 2, Nr.435, Düsseldorf: VDI 1997. Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 1997.
- [54] Funck, R.: Entwicklung innovativer Fertigungstechniken zur Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste im Wickelverfahren. Düsseldorf: VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 2, Nr. 321, 1996.
- [55] Schlottermüller, M.; Neitzel, M.; Schledjewski, R.; Beresheim, G.: Wickel- und Legetechnik. Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch Verbundwerkstoffe. München, Wien: Hanser 2004, S. 243-270.
- [56] Schlottermüller, M.; Mitschang, P.: Thermoplastic filament winding technology – current research & future potentials. 'Filament Winding 2001 Convention', Material S.A., Brussels, Belgium, 17.-19.Oktober 2001.
- [57] Åström, B.T.; Pibes, B.: Thermoplastic Filament Winding with On-Line Impregnation. Journal of Thermoplastic Composite Materials 3 (1990) S. 314-324.
- [58] Christen, O.: Entwicklung eines neuartigen Thermoplast-Direktimprägnierverfahrens für die wickeltechnische Herstellung von Druckbehältern. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 2, Nr. 529, Düsseldorf: VDI 1999. Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 1999.
- [59] Beresheim, G.: Thermoplast-Tapelegen – ganzheitliche Prozessanalyse und -entwicklung. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe Band 32, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2002.
- [60] Latrille, M.: Prozessanalyse und -simulation von Verarbeitungsverfahren für faserverstärkte thermoplastische Bändchenhalbzeuge. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe Band 40, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2003.

- [61] Breuer, U.: Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 2, Fertigungstechnik, Nr. 433, Düsseldorf: VDI 1997.
- [62] Sommer, M.; Edelmann, K.; Lahr, R.: Pressverfahren – Thermoförmung von Organoblechen. Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch Verbundwerkstoffe. München, Wien: Hanser 2004, S. 301-321.
- [63] Harper, R.C.: Thermoforming of thermoplastic matrix composites – Part I. SAMPE Journal 28 (1992) 2, S. 9-17.
- [64] Harper, R.C.: Thermoforming of thermoplastic matrix composites – Part II. SAMPE Journal 28 (1992) 3, S. 9-17.
- [65] Nowacki, J.: Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Bd. 24, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH 2001.
- [66] Cogswell, F.N.; Leach, D.C.: Processing science of continuous fibre reinforced thermoplastic composites. SAMPE Journal (1988), Mai, S. 11-14.
- [67] Battacharyya, D.: Composite sheet forming Vol. 11. Amsterdam, New York: Elsevier Science Publishers B.V. 1997.
- [68] Breuer, U.; Neitzel, M.: High speed stamp forming of thermoplastic composite sheets. Polymers & Polymer Composites 4 (1996) 2, S. 117-123.
- [69] Nowacki, J.; Schuster, J.; Mitschang, P.; Neitzel, M.: Thermoförmung von GFK. Kunststoffe 89 (1999) 6, S. 56-60.
- [70] Krebs, J.; Friedrich, K.; Bhattacharyya, D.: A direct comparison of matched-die versus diaphragm forming. Composites Part A 29 (1998), S. 183-188.
- [71] Krebs, J.; Bhattacharyya, D.; Friedrich, K.: Production and evaluation of secondary composite aircraft structures – a comprehensive case study. Composites Part A 28 (1997), S. 481-489.
- [72] Mander, S. J.; Bhattacharyya, D.; Collins, I. F.: Roll Forming of Fibre Reinforced Thermoplastic Composite Sheet, in: Proc. 10th International Conference on Composite Materials (ICCM-10), Whistler, B.C., Canada, August (1995), Vol. III, S. 413-420.
- [73] Mander, S.J.; Panton, S.M.; Dykes, R.J.; Battacharyya, D.: Roll forming of sheet materials. Battacharyya, D. (Hrsg.): Composite sheet forming Vol. 11. Amsterdam, New York: Elsevier Science Publishers B.V. 1997, S. 473-515.
- [74] Dykes, R.J.; Mander, S.J.; Battacharyya D.: Roll Forming Continuous Fibre-reinforced Thermoplastic Sheets: Experimental analysis. Composites Part A: Applied Science and manufacturing, Vol. 31 (2000), S. 1395-1407.
- [75] DIN 8586. Fertigungsverfahren Biegeumformen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Hrsg. Deutsches Institut für Normung. Berlin: Beuth-Verlag 1971.
- [76] Reissner, J.; Müller-Duysing, M.; Dannemann, E.; Ladwig, J.: Biegen. Lange, K.: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 3, Blechbearbeitung. Berlin, Heidelberg: Springer 1990, S. 243-310.

- [77] Schuler GmbH: Metal Forming Handbook. Heidelberg, New York: Springer 1998.
- [78] Hobbs, R. M.; Duncan J. L.: Roll forming. Ohio, USA: Metals Engineering Institute, American Society for Metals (ASM) 1979.
- [79] www.metalforming.com
- [80] www.hussmann-drehtechnik.de
- [81] Halmos, G. T. (Hrsg.): High Production Roll Forming. Dearborn, MI, USA: Society of Manufacturing Engineers 1983.
- [82] Nickel, A. J. (Hrsg.): Roll Forming. Collected Articles and Technical Papers. USA: Fabricators & Manufacturers Association, International 1994.
- [83] Hirai T.: Roll forming of SMC and TMC, considering the resin-fibre interface. Composite Structures Vol. 32 (1995), S. 541-548.
- [84] Hirai, T.: A new continuous fabrication system for SMC-roll forming. Proceedings of Marketing, technical, regulatory sessions of the Composites Institute's 51st annual conference & exposition, New York: 1996, S. Session 2-C 1-6.
- [85] Katayama, T.; Kurokawa, K.; Hayakawa, Y.; Hakotani, M.: The Influence of Roll Velocity and Reduction on Formability in SMC Roll Forming. Proceedings 7th European Conference on Composite Materials (ECCM-7), London, May 14-16 (1996), S. 347-352.
- [86] Katayama, T.; Hayakawa, Y.; Hakotani, M.; Shinahara, M.: Application of roll forming to SMC forming. Composite Structures Vol. 38 (1997), No 1-4, S. 517-524.
- [87] Hirai, T.; Hirai M.: The Effect of tooling geometry on a new continuous fabrication system for SMC using roll forming. Composite Structures Vol. 38 (1997), No 1-4, S. 395-403.
- [88] Lee, J.A.: Roll-formed Composite Blade Stiffeners. Proceedings of the 23rd International SAMPE Europe Conference for the Advancement of Materials and Process Engineering, Paris: April 9-11 (2002), S. 737-743.
- [89] Bascom, W.D.: Introduction. Partridge, I.K. (Hrsg.): Advanced Composites. London, New York: Elsevier Science Publishers 1989, S. 1-5.
- [90] Das, S.: The cost of automotive polymer composites: a review and assessment of DOE's lightweight materials composites. Oak Ridge National Laboratory: Report ORNL/TM-2000/283 (2001).
- [91] Thermoplastics are proving their worth. Composites International. Mai-Juni (2001) Nr. 45, S. 62/69.
- [92] Schlimmbach, J; Neitzel, M.: Technisch-wirtschaftliche Entwicklung. Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch Verbundwerkstoffe. München, Wien: Hanser 2004, S. 3-24.
- [93] www.avk-tv.de (Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe).
- [94] www.eatc.com (European Alliance for Thermoplastic Composites)
- [95] www.acm-fn.de (Advanced Composites and Machines (ACM) GmbH).

- [96] www.comat.de (Comat GmbH).
- [97] Nam, J.D.; Sefris, J.C.: Generalized Composite Degradation Kinetics of High Temperature Thermoplastics. SAMPE Journal Vol. 30 (1992) 5, S. 455/463.
- [98] Hahn, H.G.: Technische Mechanik fester Körper. München, Wien: Hanser 1990.
- [99] Carlowitz, B. (Hrsg.): Die Kunststoffe – Chemie, Physik, Technologie. Becker, G.W (Hrsg.): Kunststoff-Handbuch Band I. München, Wien: Carl Hanser 1990.
- [100] N.N.: Herstellerangaben Targor GmbH, Mainz, Deutschland.
- [101] N.N.: Herstellerangaben Degussa-Hüls AG, Marl, Deutschland.
- [102] N.N.: Herstellerangaben Owens Corning, Ohio, USA.
- [103] Friedrich, K.: Mesoscopic aspects in polymer composites processing: processing, structure, properties. Journal of Materials Science 33 (1998), S. 5535-5556.
- [104] ASTM D2290-92: Standard Test Method for Apparent Tensile Strength of Ring or Tubular Plastics and Reinforced Plastics by Split Disk Method. 1992.
- [105] Voigtländer, R.: Herstellung und Charakterisierung von gekrümmten Thermoplastwickelverbunden unter dem Aspekt der Werkstoffoptimierung. Dresden: Technische Universität, Dissertation 1997.
- [106] Skop-Cardarella, K.; Mäder, E.; Zäh, W.; Mayer, K.: Textile Flächengebilde für low-cost Thermoplastverbunde. Proceedings, Tagung 'Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde', Kaiserslautern:1997, S.367-371.
- [107] Kerbiriou, V.; Friedrich, K.: Heizpressen und Pultrusion von Thermoplastpulverimprägnierten und -umhüllten Glasfaserbündeln. Proceedings, Polymerwerkstoffe (1996). Merseburg: 1996, S. 184-187.
- [108] Lauke, B.; Schneider, K.; Friedrich, K.: Interlaminar Shear Strength measurement of thin composite rings fabricated by filament winding. Proceedings 'Fifth European Conference on Composite Materials (ECCM-5)', Bordeaux, Frankreich: 1992, S. 313-318.
- [109] Lauke, B.; Schöne, A.; Friedrich, K.: High performance thermoplastic composites fabricated by filament winding. Chandra, T.; Dhingra, A. K. (Hrsg.): Proceedings 'Intern. Conf. on Advanced Composites 1993', Wollongong, Australia: 1993, S. 883-889.
- [110] Hoecker, F.: Grenzflächeneffekte in Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen mit polymeren Matrices. Düsseldorf: VDI 1996.
- [111] Hampe, A.; Hennecke, M., Mielke, W.: Prüfmethode für Polymerwerkstoffe. Materialprüfung 34 (1992), 7-8, S.228-231.
- [112] Ma, C.M.; Yn, M.: Poly(ϵ -caprolactam)-poly(butadiene-co-acrylonitrile) Block Copolymers II. Processability and Properties of Pultuded Glass-Fiber-Reinforced Composites. Materials Chemistry and Physics 42 (1995), S.17-24.
- [113] Warnecke, H. J. et al.: Wirtschaftlichkeitsrechnung für Ingenieure. München: Hanser Verlag 1990.

- [114] Frey, W.; Heimann, F.; Maier, S.: Wirtschaftliche und technologische Bewertung von Verfahren. Chem.-Ing.-Tech. 62 (1990) 1, S. 1-8.
- [115] Wittmann, W.: Handbuch der Betriebswirtschaftslehre. Schäffer Verlag: Stuttgart 1993.
- [116] Horváth, P.: Grundprobleme der Wirtschaftlichkeitsanalyse beim Einsatz neuer Informations- und Produktionstechnologien. Horvath, P.: Wirtschaftlichkeit neuer Produktionstechniken. Stuttgart 1988, S. 1-14.
- [117] Siebig, J.: Wirtschaftlichkeit – Ein relativer Begriff. zfbf 32 (1980), S. 631-645.
- [118] Wöhe, G.: Einführung in die allgemeine Betriebswirtschaftslehre. München: Vahlen Verlag 1990.
- [119] Gutenberg, E.: Einführung in die Betriebswirtschaftslehre. Wiesbaden: Gabler Verlag 1990.
- [120] Däumler, K.-D.: Grundlagen der Investitions- und Wirtschaftlichkeitsrechnung. Herne, Berlin: Verlag Neue Wirtschaftsbriefe 1998.
- [121] www.rollformgroup.com (Roll Form Group of Samuel Manu-Tech Inc.).
- [122] www.cresswell-inc.com (Cresswell Inc.).
- [123] Weber, H.: Neue Technologie für rollformintensive Fahrzeugstrukturen aus Stahl und Aluminium. www.dreistern.com.
- [124] www.pullmanind.com (Pullman Industries Inc.).
- [125] Hüsler, D.; Jaggi, D.; Rüegg, A.; Stötzner, N.; Ziegler, S.: Vollautomatischer Produktionsprozess zur Herstellung von großflächigen Strukturbauteilen als Verbund aus LFT und unidirektionalen EF-Profilen, in: Proceedings 5. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden, September (2002), S. B4-1 – B4-13.
- [126] Geiger, O.; Droste, A.; Eyerer, P.; Henning, F.; Wenzel, K.: Neue Einsatzfelder für die LFT-D-ILC Technologie – Lokal verstärkte Bauteile aus technischen Thermoplasten, in: Proceedings 5. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden, September (2002), S. B5-1 – B5-16.
- [127] Stepputat, F.; Schmauch, C.: Kunststoffhalbzeuge mit IR-Strahlung erwärmen. Kunststoffe Vol. 80 (1990) Nr.9, S. 969-973.
- [128] Mente, K.: Kunststoffbahnen instationär mit Infrarotstrahlern erwärmen. Kunststoffe Vol. Bd. 83 (1993) H. 1, S. 27-31.
- [129] Bhattacharyya, D.; Dykes, R.J.; Hunter, P.J.: Analysis of roll forming continuous fibre-reinforced thermoplastic sheets. Proceedings of the Fifth International Conference on Flow Processes in Composite Materials (FPCM-5), University of Plymouth 1999, S. 235-256.
- [130] Zhu, S.D.; Panton, S.M.; Duncan, J.L.: The Effects of Geometric Variables in Roll Forming Channel Sections. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture Vol. 210 (1996) H. B2, S. 127-134.
- [131] Panton, S.M.; Duncan, J.L.; Zhu, S.D.: Longitudinal and shear strain development in cold roll forming. Journal of materials processing technology, Vol. 60 (1996), S.219-224.

- [132] Bhattacharyya, D.; Smith, P. D.; Yee, C. H.; Collins, I. F.: The prediction of deformation length in cold roll forming. *Journal of Mechanical Working Technology*, Vol. 9 (March 1984), S. 181-191.
- [133] Martin, T.A.; Battacharyya, D.: Rapid manufacturing of thermoplastic composite sections by roll forming. Australasian conference on Technology for manufacturing, Massey University, Palmerston North, New Zealand, Feb. 12-13, 1997.
- [134] Scherer, R.; Friedrich, K.: Inter- and intraply slip flow processes during thermofforming of CF/PP-laminates. *Composites Manufacturing*, Vol. 2 (1991) H. 2, S. 92-96.
- [135] Zahlan, N.; O'Neill, J.M.: Design and fabrication of composite components; the spring-forward phenomenon. *Composites* Vol. 20 (1989) H. 1, S. 77-81.
- [136] Wijskamp, S.; Lamer, E.A.D.; Akkerman, R.: Effects of out-of-plane properties on distortions of composite panels. Gibson, A.G. (Hrsg.): *Proceedings of Fibre Reinforced Composites 2000*. Woodhead Publishing 2000, S. 361-368.
- [137] Sweeney, G.J.; Monaghan, P.F.; Brogan, M.T.; Cassidy, S.F.: Reduction of infra-red heating cycle time in processing of thermoplastic composites using computer modelling. *Composite Manufacturing* Vol. 6, No 3-4, 1995, S. 255-262.
- [138] Monaghan, P. F.; Brogan, M.T.: Thermal simulation of quartz tube infra-red heaters used in the processing of thermoplastic composites. *Composites Part A*, Vol. 27A (1996), S. 301-306.
- [139] Cunningham, J.E.; Monaghan, P.F.; Brogan, M.T.; Cassidy, S.F.: Modelling of pre-heating of flat panels prior to press forming. *Composites Part A*, Vol. 28A (1997), S. 17-24.
- [140] Cunningham, J.E.; Monaghan, P.F.; Brogan, M.T.: Predictions of the temperature profile within composite sheets during pre-heating. *Composites Part A*, Vol. 29A (1998), S. 51-61.
- [141] DIN 59413: Kaltprofile aus Stahl: Zulässige Maß-, Form- und Gewichtsabweichungen. Hrsg. Deutsches Institut für Normung. Berlin: Beuth-Verlag 1976.
- [142] prEN 10162: Kaltprofile aus Stahl: Technische Lieferbedingungen, Grenzabmaße und Formtoleranzen. Europäisches Komitee für Normung (CEN) Brüssel: 1997.
- [143] Petzold, W.; Launitz, H.; Grabe, M.: Ermittlung der Biegewinkelfolge beim Profilieren mit elementaren Berechnungsansätzen. *Forschungsbericht 225*. Düsseldorf: Studiengesellschaft Stahlanwendung e.V. 1994.
- [144] ASTM D790M: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and insulating materials. USA: ASTM 1992.
- [145] Henninger, F.; Ye, L.; Friedrich, K.: Deconsolidation behaviour of glass fibre – polyamide 12 composite sheet material during post-processing. *Plastics, rubber and composites processing and applications*, Vol. 28 (1998) 6, S. 287-292.

8. Liste eigener Veröffentlichungen

- [1] Henninger, F.; Ye, L.; Friedrich, K.: Deconsolidation behaviour of glass fibre – polyamide 12 composite sheet material during post-processing. *Plastics, rubber and composites processing and applications*, Vol. 28 (1998) 6, S. 287-292.
- [2] Henninger, F.; Friedrich, K.: Roll Forming of Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic Composite Sheets. Proc. 4. Europäische Automobil-Konferenz „Die Kunststoff-Karosserie heute und morgen“, Bad Nauheim, 11./12. Juni 2001; keine Seitenangabe.
- [3] Henninger, F.; Friedrich, K.: On Processing and Properties of Roll-Formed GF/PP-Profiles. *Proceedings European Conference on Macromolecular Physics „Morphology and Properties of Crystalline Polymers“*, Eger, Ungarn, 2.-5. September 2001, S. 99-100.
- [4] Henninger, F.; Wöginger, A.; Mitschang, P.; Neitzel, M.; Friedrich, K.: Neue Prozesstechnologien für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. *Tagungshandbuch 4. Internationale AVK-TV Tagung für verstärkte Kunststoffe und duroplastische Formmassen*, Baden-Baden, Deutschland, 11.-12. Oktober, S. B9 1-12.
- [5] Henninger, F.; Friedrich, K.: Process Analysis of Roll Forming of Thermoplastic Composites. Proc. 6th International Conference on Flow Processes in Composite Materials (FPCM-6), Auckland, New Zealand, July 15-16, 2002, S. 63-72.
- [6] Henninger, F.; Friedrich, K.: Thermoplastic Filament Winding with Online-Impregnation. Proc. 3rd Asian-Australasian Conference on Composite Materials (ACCM-3), Auckland, New Zealand, July 15-17, 2002, S. 603-613.
- [7] Henninger, F.; Friedrich, K.: Thermoplastic Filament Winding with Online-Impregnation: Part A: Process Technology and Operating Efficiency. *COMPOSITES Part A*, 33 (2002) 11, S. 1479-1486.
- [8] Henninger, F.; Hoffmann, J.; Friedrich, K.: Thermoplastic Filament Winding with Online-Impregnation: Part B: Experimental Study of Processing Parameters. *COMPOSITES Part A*, 33 (2002) 12, S. 1677-1688.
- [9] Henninger, F.; Friedrich, K.: Roll forming of continuous fibre reinforced thermoplastic composites. *Proceedings International Workshop on Thermoplastic Matrix Composites*, Gallipoli, Italien: 11.-12. Sept. 2003.
- [10] Henninger, F.; Friedrich, K.: Production of textile reinforced thermoplastic profiles by roll forming. *COMPOSITES Part A*, 35 (2004) 5, S. 585-594.
- [11] Henninger, F.; Friedrich, K.: Rollformen von Faser-Kunststoff-Verbunden. Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): *Handbuch Verbundwerkstoffe*. München, Wien: Hanser 2004, S. 321-328.

9. Liste der Studien- und Diplomarbeiten

Diplomarbeiten:

Dirk Thum: Online-consolidation of continuous fibre reinforced thermoplastic composites with respect to roll forming. Kaiserslautern 2002.

Studienarbeiten:

keine

LEBENS LAUF

Frank Henninger

Alte Mainstrasse 1A
97506 Grafenrheinfeld



PERSÖNLICHE DATEN

geboren am	20. Juni 1971
in	Frankenthal
Familienstand	verheiratet, kinderlos
Staatsangehörigkeit	deutsch

AUSBILDUNG/BERUFSTÄTIGKEIT

Schul Ausbildung	1978 - 1982	Kirchbergschule Blieskastel/Lautzkirchen
	1982 - 1991	Von der Leyen-Gymnasium Blieskastel, Abschluß: Allgemeine Hochschulreife, Note: 1,4
Auslandsaus- tausch	1988	Besuch einer Highschool in Saskatoon, Kanada (4 Monate)
Studium	ab 10/1991	Wirtschaftsingenieurwesen an der Universität Kaiserslautern
	1994	Vordiplom nach 5 Semestern, Note: 3,1
Auslandsstudium	1996/97	University of Sydney, Australien (8 Monate)
Diplom	03/1999	Abschluß als Dipl.-Wirtsch.-Ing., Note: gut (2,4)
Berufstätigkeit	04/1999 - 12/2003	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Verbundwerkstoffe GmbH in Kaiserslautern, Abteilung Werkstoffwissenschaft;
	01/2004 - 12/2004	Produktentwicklungsingieur bei der SKF Gleitlager GmbH, Püttlingen
	seit 01/2005	Produktentwicklungsingieur bei der SKF GmbH, Schweinfurt, Unternehmensbereich Gleitlager, Spezialprodukte, Komponenten

FREMDSPRACHEN

Englisch	Sehr gute Kenntnisse (verhandlungssicher in Wort und Schrift)
Französisch	Gute Kenntnisse